

Ким К. К., Иванов С. Н.
K. K. Kim, S. N. Ivanov

**ВЛИЯНИЕ ОГРАНИЧИВАЮЩИХ ФАКТОРОВ НА ЭЛЕКТРОМАГНИТНУЮ
МОЩНОСТЬ ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ МАШИН**

**THE INFLUENCE OF LIMITING FACTORS ON ELECTRIC MACHINES
ELECTROMAGNETIC POWER**

Ким Константин Константинович – член-корреспондент АЭН РФ, член IEEE, доктор технических наук, профессор, заведующий кафедрой «Теоретические основы электротехники» Петербургского государственного университета путей сообщения (Россия, Санкт-Петербург). 190031 г. Санкт-Петербург, Московский проспект, д. 9, 8 903 096 5770. E-mail: kimkk@inbox.ru

Mr. Konstantin K. Kim – Corresponding Member of NYAS, EANS, member of IEEE, Doctor of Engineering, professor, Head of Theoretical foundations of electrical engineering Department, St. Petersburg State Railway University, 9, Moskovsky Pr. St. Petersburg, Russia. 8 903 096 5770. E-mail: kimkk@inbox.ru

Иванов Сергей Николаевич – доктор технических наук, доцент, профессор кафедры «Электромеханика» Комсомольского-на-Амуре государственного технического университета (Россия, Комсомольск-на-Амуре). 681013, г. Комсомольск-на-Амуре, пр. Ленина, д. 27. E-mail: isn@initkms.ru.

Mr. Sergey N. Ivanov – Doctor of Engineering, Associate Professor, professor of Electromechanics Department, Komsomolsk-on-Amur State Technical University (Russia, Komsomolsk-on-Amur). 681021, Komsomolsk-on-Amur, 27 Lenin Str. E-mail: isn@initkms.ru.

Аннотация. Рост единичной мощности электромеханических преобразователей является одним из основных направлений повышения их эффективности. В данной статье рассмотрены вопросы влияния основных электромагнитных и механических факторов на мощность, передаваемую через воздушный зазор электрических машин постоянного тока.

Summary. The increase of electromechanical transducers single capacity is one of the main ways of their efficiency upgrading. The article discusses the impact of the main electromagnetic and mechanical factors on the power, transmitted through the air gap of DC electric machines.

Ключевые слова: электромагнитная мощность, магнитная индукция, линейная токовая нагрузка, диаметр и длина якоря.

Key words: electromagnetic power, magnetic induction, linear current load, diameter and length of the rotor.

УДК 621.313

Введение. В течение длительного времени увеличение единичной (предельной) мощности электромеханических преобразователей и, в частности, электрических машин постоянного тока (МПТ) является неотъемлемой частью разработки энергетического оборудования повышенной производительности с высокими эксплуатационными свойствами.

Постановка задачи исследования. Основными проектными параметрами, рассматриваемыми в качестве факторов, ограничивающих выполнимость МПТ большой или предельной мощности, являются следующие:

- величина магнитной индукции B_{δ} , связанная с расчетной индукцией $B_{z\max}$ в наиболее узком сечении зубца стали якоря:

$$B_{z\max} = B_{\delta} \frac{t_{z1} l_i}{b_{z\min} l_t k_{cm}},$$

Ким К. К., Иванов С. Н.
ВЛИЯНИЕ ОГРАНИЧИВАЮЩИХ ФАКТОРОВ НА ЭЛЕКТРОМАГНИТНУЮ МОЩНОСТЬ
ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ МАШИН

где t_{z1} – величина зубцового деления статора; $b_{z\min}$ – минимальная ширина зубца; k_{cm} – коэффициент заполнения пакета сталью; l_i – длина i -го участка магнитной цепи;

- фактор нагрева (произведение линейной токовой нагрузки на плотность тока в обмотке якоря) $A_a j_a$;

- коэффициент полюсного перекрытия α_i ;

- окружные скорости на поверхности якоря v_a и коллектора v_k ;

- диаметр D_a и длина l_a якоря;

- потенциальные условия $u_k, u_{ксп}, u_{к\max}, gradu_{к\max}$;

- коммутационные напряжения $e_r, \bar{e}_r, \Delta e_r$.

Теоретический анализ. Оценку влияния отдельных параметров можно произвести на основе известного выражения для электромагнитной мощности [1; 2; 3]

$$P_g = n \alpha_i (\pi D_a)^2 l_a B_\delta A_a, \quad (1)$$

где n – частота вращения якоря.

Из выражения (1) видно, что электромагнитная мощность МПТ в заданных габаритах пропорциональна магнитной индукции B_δ , определяющей магнитное состояние зубцовой зоны. С увеличением индукции $B_{z\max}$ резко насыщается магнитная цепь, соответственно увеличивается составляющая намагничивающей силы (НС), необходимой для проведения потока в зубцовой зоне, и, как следствие, возрастает полная НС, что как минимум ведет к повышенному расходу обмоточного провода обмоток возбуждения. Одновременно увеличиваются потери в стали зубцовой зоны, пропорциональные B_{zcp}^2 . В табл. 1 приведены характеристики двух марок электротехнических сталей с толщиной листа 0,35 мм, применяемых в энергетическом машиностроении.

Таблица 1

Характеристики некоторых марок электротехнических сталей

Марка стали	Магнитная индукция B , Тл, при напряженности магнитного поля		Удельные потери, Вт/кг		Сопротивление r , мкОм·м
	1	10	$P_{1,0/50}$	$P_{1,5/50}$	
2412	Холоднокатаная изотропная сталь				
	1,35	1,95	1,15	2,5	0,5
3415	Холоднокатаная анизотропная сталь				
	1,61	2,5	0,46	1,03	0,5

Для рассматриваемых сталей индукция $B_{z\max}$ может достигать 2,8...3,0 Тл. Если количество пазов z и они имеют форму прямоугольника с высотой h_{II} и шириной b_{II} , можно найти минимальную ширину зубца $b_{z\min}$ и величину зубцового деления t_{z1} :

$$b_{z\min} = \frac{\pi(D_a - 2h_{II})}{z} - b_{II}, \quad t_{z1} = \frac{\pi D_a}{z}.$$

Следовательно,

$$B_\delta = B_{z\max} \left(1 - \frac{2h_{II}}{D_a} - \frac{zb_{II}}{\pi D_a}\right) \frac{l_t}{l_i} k_{cm},$$

причем отношение $\frac{zb_{II}}{\pi D_a} = \frac{b_{II}}{t_{z1}}$ при изменении диаметра якоря меняется сравнительно мало,

так при увеличении D_a от 200 до 4000 мм $\frac{b_{II}}{t_{z1}}$ возрастает от 0,40 до 0,45, в то же время от-

ношение $\frac{2h_{II}}{D_a}$ уменьшается от 0,25 до 0,025, т.е. на порядок. Учитывая, что $\frac{l_i}{l_i} \leq 1$ и $k_{cm} = 0,96...0,97$, величина индукции в зазоре в рассмотренном диапазоне D_a , учитываемая в (1), составит 0,8...1,3 Тл.

Следующим ограничивающим параметром, но по условиям нагревания, является произведение линейной токовой нагрузки на плотность тока в обмотке якоря $A_a j_a$. Уже первые работы по созданию методов оценки воздействия повышенных температур на срок службы изоляционных материалов показали, что тепловое старение является основной причиной потери эластичности, появления признаков хрупкого разрыва, возникновения и развития трещин, значительного уменьшения сопротивления изоляции и электрической прочности, приводит к снижению адгезии пленок пропиточных лаков к проводам в системах изоляции, ухудшению ее стойкости к химически активным средам. Отдельного внимания требуют термомеханические нагрузки, возникающие в результате периодических нагревов и охлаждений и характеризующиеся напряжениями сжатия и растяжения в местах выхода катушек из пазов.

Тепловая мощность обмотки якоря, являющаяся источниковым членом в правой части уравнения теплового баланса, из которого находится установившаяся температура обмотки, в первом приближении может быть учтена формулой

$$P_{менн} = I_a^2 \rho \frac{N l_a}{4a^2 q_a}, \quad (2)$$

где q_a – сечение эффективного проводника; ρ – удельное электрическое сопротивление.

Предельные значения температуры устанавливает ГОСТ 8865-93 «Системы электрической изоляции. Оценка нагревостойкости и классификация», методы испытаний – ГОСТ 27710-88 «Материалы электроизоляционные. Общие требования к методу испытания на нагревостойкость».

Подставляя в (2) значения тока якоря и его плотности

$$I_a = \frac{2\pi a D_a A_a}{N}, \quad j_a = \frac{I_a}{2a q_a},$$

получаем выражение для удельной тепловой нагрузки на поверхности якоря

$$A_a j_a = \frac{P_{менн}}{\pi D_a l_a}.$$

Величина $A_a j_a$ устанавливает связь между линейной токовой нагрузкой и плотностью тока. При больших A_a размеры машины уменьшаются, но при этом приходится снижать j_a , что приводит к увеличению расхода меди и ухудшению коммутационных условий.

Из выражения (1) видно, что увеличение коэффициента полюсного перекрытия α_i теоретически позволяет повысить использование МПТ. Однако слишком высокие значения α_i , определяемого отношением приведенной ширины полюса b_i к полюсному делению τ , отрицательно сказываются на эксплуатационных характеристиках машины из-за попадания значительной части потока главных полюсов в коммутационную зону и наведения дополнительной реактивной ЭДС в короткозамкнутой секции.

Коэффициент полюсного перекрытия составляет 0,6...0,7 для машин малой и средней мощности, 0,7...0,75 – большой.

Ограничения по механической прочности и значениям виброскорости и виброускорения вращающихся частей связаны с окружными скоростями на поверхности якоря v_a и коллектора v_k . Поскольку обычно $D_k / D_a = 0,6...0,8$, в качестве функционала выбирается окружная скорость $v_a = \pi D_a n$. Формула (1), выраженная через скорость v_a , показывает, что при за-

данных электромагнитных нагрузках и допустимой скорости v_a мощность $P_g \equiv n^{-1}$. Другими словами, бóльшая мощность P_g может быть получена только на меньших частотах вращения.

Диаметр D_a и длина l_a якоря не только определяют мощность МПТ, но и являются габаритными ограничениями ее выполнимости, включая коммутационные условия, смещение упругой линии вала, предельные вибрационные ускорения и т.д. Приемлемая длина вращающейся части МПТ в одноякорном исполнении, как правило, не превышает 2000 мм, диаметр якоря – 4000 мм. Однако даже эти величины зачастую являются недопустимыми из-за потенциальных и коммутационных ограничений.

Потенциальные условия представляют одно из самых жестких ограничений коллекторных машин независимо от рода тока. В качестве основных критериев рассматриваются величины $u_k, u_{kcp}, u_{kmax}, gradu_{kmax}$, соответственно представляющие напряжение между соседними пластинами, его среднее и максимальное значения и отношение u_{kmax}/t_k . Вследствие возможного перекрытия изоляционного промежутка между смежными элементами величина $u_{kmax} \leq 30$ В, а наличие увеличенного зазора под краями полюсов дополнительно ограничивает значение напряжения $u_{kcp} \leq 16...18$ В. Градиент $gradu_{kmax} = u_{kmax}/t_k$ характеризует вероятность возникновения одного из самых тяжелых повреждений МПТ – «кругового огня» и приводит к необходимости выбора $t_k \geq 4...5$ мм.

Следующее и еще более серьезное ограничение электромагнитной мощности МПТ связано с величиной средней реактивной ЭДС в коммутируемой секции \bar{e}_r , рассчитываемой по формуле Пихельмайера

$$\bar{e}_r = 2w_c l_a v_a A_a \xi,$$

где w_c – число витков в секции; ξ – средняя удельная эквивалентная магнитная проводимость коммутируемых секций потока само- и взаимоиндукции ($3,5...4,5 \times 10^{-6}$ Гн/м).

Допустимые значения $\bar{e}_r \leq 7...10$ В для машин большой мощности и $\bar{e}_r \leq 2...3$ В для малой и средней.

Подстановка последнего выражения в (1) позволяет установить зависимость электромагнитной мощности от \bar{e}_r

$$P_g = 0,5\pi\alpha_i \bar{e}_r \frac{D_a}{w_c \xi}.$$

Из него видно, что для повышения электромагнитной мощности необходимо выбрать $w_c = 1$. Если в полученную формулу ввести частоту вращения (об/мин)

$$P_g = \frac{30v_a}{nw_c \xi} \alpha_i \bar{e}_r B_\delta,$$

то можно установить, что зависимость предельной электромагнитной мощности от частоты вращения является гиперболической. При этом характерно, что она находится внутри зависимостей $P_g(n)$, построенных исходя из потенциальных ограничений для $\frac{a}{p} = 1$ и $\frac{a}{p} = 2$, что указывает на необходимость улучшения условий коммутации в МПТ с многоходовыми обмотками.

Рассмотренные зависимости P_g от ограничивающих факторов позволяют перейти к анализу выражения для электромагнитного момента

$$M_g \equiv \frac{P_g}{n} = 0,5\pi\alpha_i D_a^2 l_a B_\delta A_a, \quad (3)$$

которое после небольшого преобразования приводит к электромашинной постоянной Арнольда C_a :

$$C_a = \frac{D_a^2 l_a}{P_y n^{-1}} = \frac{1}{\pi^2 \alpha_i B_\delta A_a}.$$

Из полученного равенства следует, что при номинальных P_y и n размеры МПТ будут уменьшаться пропорционально снижению C_a или возрастанию электромагнитной нагрузки $\alpha_i B_\delta A_a$. Соответственно при заданных диаметре D_a и длине l_a якоря соотношение $\frac{P_y}{n}$ будет тем больше, чем меньше C_a . В практике электромашиностроения также рассматривают коэффициент, обратный C_a :

$$C = \frac{1}{C_a} = \pi^2 \alpha_i B_\delta A_a,$$

называемый коэффициентом использования или Эссона.

Следует отметить, что величина $\alpha_i B_\delta A_a$ имеет вполне определенный физический смысл. Действительно, из выражения момента (3) следует, что

$$\alpha_i B_\delta A_a = \frac{M_y}{0,5\pi D_a^2 l_a} = \sigma_T,$$

где σ_T – удельное тангенциальное (тяговое) усилие, приходящееся на единицу поверхности якоря.

Величина σ_T может использоваться для оценки сравнительной эффективности электромеханических преобразователей, подключаемых к источникам электрической энергии различной частоты. В частности, для рассматриваемых МПТ величина σ_T оказывается выше, чем у машин переменного тока приблизительно в $\sqrt{2}$ раз, т.е. использование якоря больше, что в первую очередь связано с распределением магнитной индукции B_δ и линейной токовой нагрузки A_a по его окружности.

Заключение. Представленный в статье анализ зависимости электромагнитной мощности и связанного с ней момента от основных размеров и электромагнитных нагрузок не только показывает, что рассмотренные ограничивающие факторы не только должны учитываться на этапе проектирования МПТ, но и позволяет определить пути расширения пределов их выполнимости и улучшения эксплуатационных характеристик. Полученные результаты также могут быть использованы при исследовании машин переменного тока, например, асинхронных машин с фазным ротором, коллекторных машин переменного тока, синхронных электромеханических преобразователей энергии [4].

ЛИТЕРАТУРА

1. Иванов-Смоленский, А. В. Электромагнитные силы и преобразование энергии в электрических машинах / А. В. Иванов-Смоленский. – М.: Высш. шк., 1989. – 312 с.
2. Иванов-Смоленский, А. В. Электрические машины / А. В. Иванов-Смоленский. – М.: Энергия, 1990. – 928 с.
3. Вольдек, А. И. Электрические машины. Введение в электромеханику. Машины постоянного тока / А. И. Вольдек, В. В. Попов. – СПб.: Питер, 2007. – 320 с.
4. Голоколос, Д. А. Энергетические соотношения в герметичных электротехнических комплексах специального назначения / Д. А. Голоколос, Г. М. Гринфельд, С. Н. Иванов // Ученые записки КнАГТУ. Науки о природе и технике. – 2014. – № III-1(19). – С. 4-10.

Левицкий Е. Е., Власьевский С. В.
E. E. Levitskii, S. V. Vlasevskii

**МОДЕЛИРОВАНИЕ РОБОТИЗИРОВАННОЙ СИСТЕМЫ
ДЛЯ ОСУЩЕСТВЛЕНИЯ ОСТЕОСИНТЕЗА ОБЪЕКТА**

ROBOT-ASSISTED SYSTEM SIMULATION FOR OBJECT OSTEOSYNTHESIS

Левицкий Евгений Евгеньевич – аспирант кафедры «Электротехника. Электроника и электромеханика» Дальневосточного государственного университета путей сообщения, ведущий инженер по метрологии АО «ННК-Хабаровский НПЗ» (Россия, Хабаровск). E-mail: levitskiy.e@rambler.ru.

Mr. Evgeniy E. Levitskii – post-graduate student, Electrotechnics, Electronics and electromechanics department, Far Eastern State Transport University, lead metrology engineer of «NNK-Khabarovsk Oil Refinery», (Russia, Khabarovsk). E-mail: levitskiy.e@rambler.ru.

Власьевский Станислав Васильевич – доктор технических наук, профессор кафедры «Электротехника. Электроника и электромеханика» Дальневосточного государственного университета путей сообщения (Россия, Хабаровск). E-mail: vlas@festu.khv.ru.

Mr. Stanislav V. Vlasevskii – Doctor of Engineering, Professor of Electrotechnics, Electronics and electromechanics department, Far Eastern State Transport University (Russia, Khabarovsk). E-mail: vlas@festu.khv.ru

Аннотация. Рассматриваются важность создания роботизированной системы, а именно робота-манипулятора, для осуществления остеосинтеза объекта, классификации роботизированных систем, используемых в зарубежных странах. Приводятся описание трехмерной модели человеческой бедренной кости, актуальность ее создания и анализ для последующего моделирования механической части роботизированной системы с использованием гидравлического привода.

Summary. The article considers the importance of creating robot-assisted system, namely of a manipulating robot, for object osteosynthesis. The article also considers classifications of robot-assisted systems used in foreign countries. The authors describe 3D model of human femoral bone, necessity of its creating and analyzing for further simulation of robot-assisted system mechanical part with hydraulic drive.

Ключевые слова: медицинская робототехника, 3D модель бедренной кости, модель гидравлической схемы, МКЭ.

Key words: medical robotic engineering, 3D model of femoral bone, hydraulic scheme, FEM.

УДК 621

Общие сведения

Робототехника представляет собой естественное логическое продолжение техники как явления. Термин «*робот*» появился впервые в 1921 г. в пьесе чешского писателя Карла Чапека «Р.У.Р.» («Россумские Универсальные Роботы»). Робот (от чеш. «*robot*» – подневольный труд) в технике означает автоматическое устройство, выполняющее заданные действия в объекте, которые заложены алгоритмом управления. В фантастике робот – это человекоподобное устройство, обладающее собственным интеллектом.

Медицинская робототехника – это большой шаг в развитии медицины. Существуют различные направления в данной отрасли: роботы для диагностики, роботы-хирурги, роботы-манипуляторы, роботизированные протезы и др. Первые медицинские роботы произошли от промышленных манипуляторов и в медицине применялись не так широко, как в машиностроении, химической, горнодобывающей промышленности, а также в атомной энергетике в силу сложности проектирования систем и индивидуальности каждой операции. Первый

задокументированный опыт использования робота во время проведения операции зарегистрирован в 1985 г. с использованием манипулятора PUMA 560. Самыми известными роботизированными системами стали PUMA 560, ProBot, RoboDoc, Zeus и Da Vinci [5; 7]. PUMA 560 использовался в нейрохирургии, ProBot применялся для хирургического лечения трансуретральной резекции простаты, RoboDoc применялся в ортопедии при протезировании суставов, две оставшиеся роботизированные системы были очень схожи и также применялись в ортопедии при протезировании суставов, но работа над Zeus была остановлена из-за конкуренции с Da Vinci. На сегодняшний день операции нельзя полностью автоматизировать или выполнять более качественно, чем это делается под управлением хирурга, поэтому применяется комбинированное управление, позволяющее совмещать преимущества автоматике и опыт хирурга. С развитием компьютерной техники стало возможным проводить сложные многочасовые операции с ювелирной точностью, которая недоступна даже лучшему из хирургов, риск врачебной ошибки сводится к минимуму. Со сложностью проводимых операций возрастают и требования к медицинским роботам, основные из которых следующие:

- прогнозирование и моделирование возможных осложнений;
- программная защита от ошибок роботизированной системы;
- в системах, где усилие рабочего органа является переменной величиной, необходимо использование обратной связи для полного контроля над приложенной силой;
- простота и логичность управления системой.

Классификация медицинских систем робототехники

Робот сам по себе является лишь одним из элементов большой системы, призванной помочь хирургу в подготовке и проведении операции, а также послеоперационном наблюдении за пациентом. Существует большое количество классификаций медицинских роботов в зависимости от того, с какой точки зрения они рассматриваются. Их можно классифицировать по уровню автономности, назначению (для каких операций они предназначены), конструкции манипулятора и т.д. Классификация, предложенная профессором Тэйлором Расселлом (разработчиком хирургических роботов) и Дэном Стояновичи [4; 5], включает в себя две большие группы: хирургические системы автоматизированного проектирования и производства (*surgical CAD/CAM systems*), к которым относится роботизированная система для осуществления остеосинтеза переломов костей скелета (см. рис. 1), и ассистенты хирурга (*surgical assistants*). Остеосинтез (от греч. *osteon* – кость и *synthesis* – соединение) – оперативное соединение сопоставленных костных отломков (репозиция) и прочная фиксация при помощи различных материалов [2]. Первая группа предполагает планирование предстоящей операции путем создания трехмерных моделей с использованием рентгенографии и навигаторов, роботов совместно с традиционными инструментами для проведения операции, а также интраоперационное моделирование операции для подтверждения правильности плана проведения операции. Вторая группа делится на две подгруппы: для расширения возможностей хирурга – устраняется дрожание рук хирурга, проводятся сложные операции внутри тела пациента, что уменьшает возможность летального исхода, сокращает время проведения операции, и вспомогательные хирургические механизмы.

Другую классификацию предлагает Алон Вулф совместно с Моше Шохам [7]:

1. Пассивные медицинские роботизированные системы – не принимают активного участия в ходе операции, ими управляет хирург.
2. Полуактивные медицинские роботизированные системы – робот принимает участие в ходе операции, держит хирургический инструмент.
3. Активные медицинские роботизированные системы – служат для сверления и дробления без вмешательства хирурга.
4. Дистанционно управляемые манипуляторы – роботизированные системы, для управления которыми не обязательно находиться в операционной или даже в одном здании с оперируемым.
5. Навигаторы.

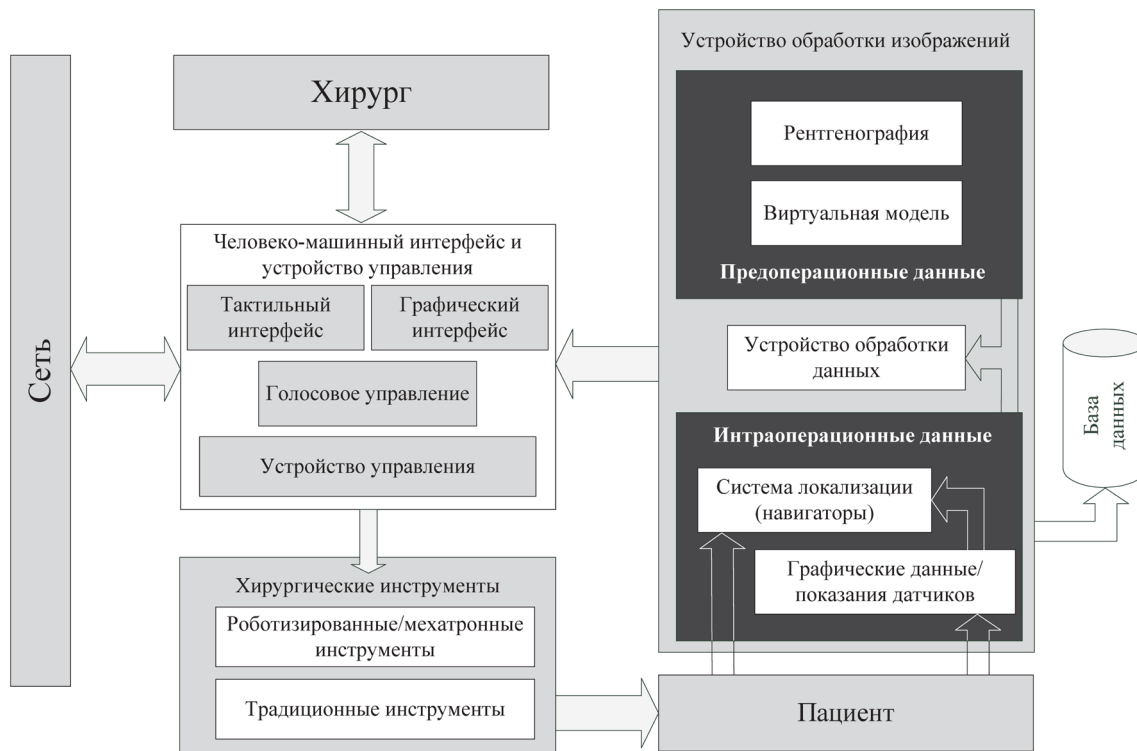


Рис. 1. Блок-схема хирургической системы автоматизированного проектирования

Описание роботизированной системы для остеосинтеза

Ортопедическая хирургия [1] – одна из наиболее востребованных отраслей хирургии. Точная репозиция сломанных костей, главная процедура перед компрессией костных отломков, зачастую становится серьезным испытанием даже для самых опытных хирургов. На протяжении веков репозиция проводилась вручную, при помощи различных аппаратов и устройств, например аппарат Илизарова, применение которых ограничено локализацией перелома, типом пострадавшей костной ткани, характером смещения отломков.

Для устранения этих недостатков ведется разработка стационарной роботизированной системы (см. рис. 2), при использовании которой становится возможным репозирование костных отломков любого отдела костного скелета, восстановление анатомической целостности кости при любой локализации перелома и при любом характере смещения отломков [1]. На рис. 2, а изображен один из двух одинаковых модулей, которые соединяются гидродоцилиндрами с возможностью подвижности. Каждый из модулей содержит основание, неподвижную и подвижную тумбы, панель, узел репозиции и узлы движения. На рис. 2, б приведен прототип роботизированной системы.

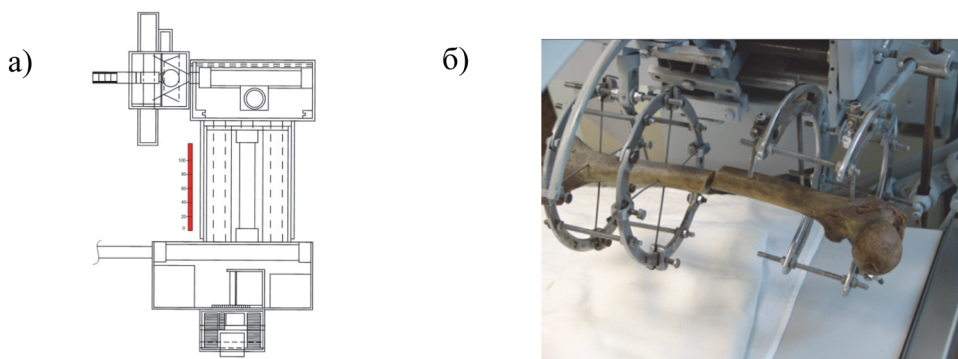


Рис. 2. Робот-манипулятор для осуществления остеосинтеза

В лечении переломов костного скелета немаловажную роль играют биологические реакции на фиксаторы, в качестве которых обычно используются штифты, винты, спицы и т.д., изготавливаемые из материалов, обладающих инертностью – биологической, химической и т.д. Различные источники утверждают, что на сегодняшний день самым используемым в медицине сплавом является титанол, сплав титана и никеля, обладающий свойством «памяти формы» и удовлетворяющий всем требованиям. Механические свойства, а также форма костной системы индивидуальны, что создает сложности в биомеханических исследованиях. Размеры и упругие постоянные кости зависят от возраста, пола, роста, профессии и т.д. Кость анизотропна, т.е. она при приложении силы вдоль различных осей обладает разными механическими характеристиками [6]. Внутренняя фиксация требует хорошего знания механических факторов, обеспечивающих оптимальные условия для надежного заживления перелома и для восстановления поврежденной конечности. Стабильность фиксации (характеристика степени неподвижности фрагментов перелома) оказывает важное влияние на возникновение эффекта «усталости» фиксатора и его разрушение трением.

Например, при использовании аппарата Илизарова [1] наблюдаются несколько негативных эффектов:

- околоспицевой остеомиелит – следствие ожога кости при сверлении. Для предотвращения применяют низкооборотистые дрели, а также средства для охлаждения спицы;
- боль в конечности, на которой проводилась операция, и возникновение отеков – следствие травмирования сосудисто-нервных пучков.

Всё вышесказанное подводит к выводу о невозможности проектирования роботизированной системы для осуществления остеосинтеза (процесса репозиции) без знания анатомии, структуры кости, материалов, используемых в медицине, предоперационного и интраоперационного моделирования процессов остеосинтеза.

Моделирование процессов остеосинтеза

Важную роль в осуществлении остеосинтеза играет предоперационный план, который требует точной модели анатомических структур. Используются два источника данных [3]:

- компьютерная томография (КТ);
- магнитно-резонансная томография (МРТ).

Для данного исследования в среде SolidWorks создана модель бедренной кости, которая затем импортирована в Ansys Workbench (см. рис. 3), в которой реализован алгоритм выбора размеров конечного элемента, позволяющий строить сетку элементов с учетом кривизны поверхности модели и наилучшего отображения ее реальной геометрии. Модель кости состоит из 2500 элементов (тип Solid185), причем ее длина составляет 470 мм.

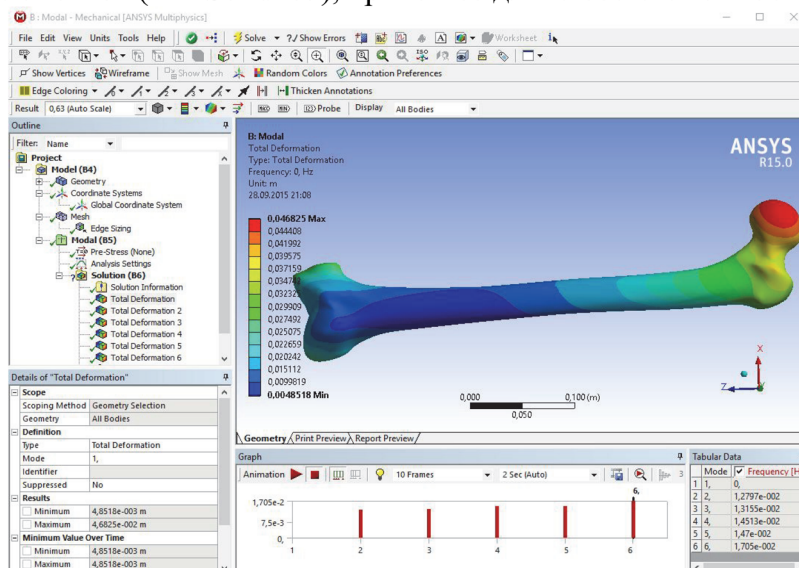


Рис. 3. Модель бедренной кости в среде ANSYS

В 90-е гг. в Польше был проведен ряд экспериментов, в ходе которых были получены результаты приложения силы к человеческой бедренной кости. Эти данные были использованы для сравнения реальной и виртуальной костей. Для анализа модели необходимо знать две механические характеристики: модуль Юнга (модуль упругости) и коэффициент Пуассона (коэффициент поперечной деформации). Реальная кость состоит из нескольких слоев, однако для упрощения и анализа модели в данной статье принято, что кость состоит только из кортикального слоя. Модуль Юнга составляет 17000 МПа, коэффициент Пуассона равен 0,3. На рис. 4 представлен график распределения нагрузки по точкам. Результаты сравнения реальных данных и данных анализа математической модели имеют отличия, которые объясняются разницей состава кости (в модели используется только один слой), геометрической структурой (для получения точной модели необходимо использовать томограф), плотностью, а также количеством элементов, используемых в модели.

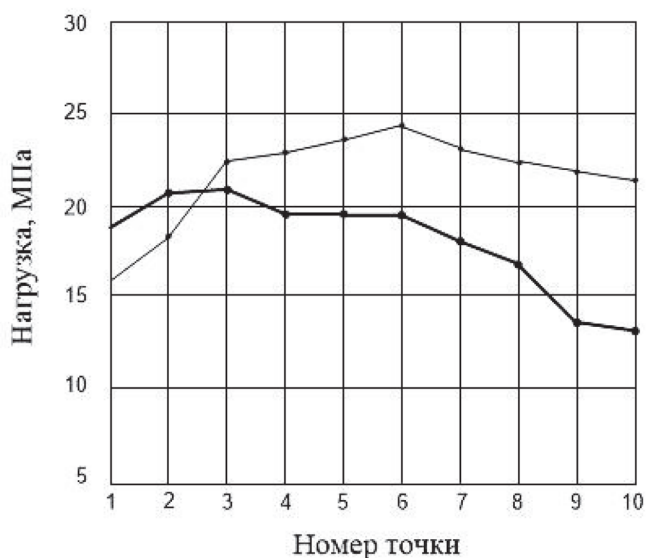


Рис. 4. Сравнение напряжений растяжения реальной кости (жирная линия) и ее виртуальной модели

Планируется ввести в модель кости дополнительные элементы – аппарат Илизарова с фиксаторами (см. рис. 5) для анализа деформации при выполнении остеосинтеза, нагрузки, действующей на фиксаторы и кость в разных областях приложения силы. Кроме того, необходимо проанализировать различные виды переломов и использование различных на костных конструкций и пластин, оптимальных для использования в каждом индивидуальном случае.

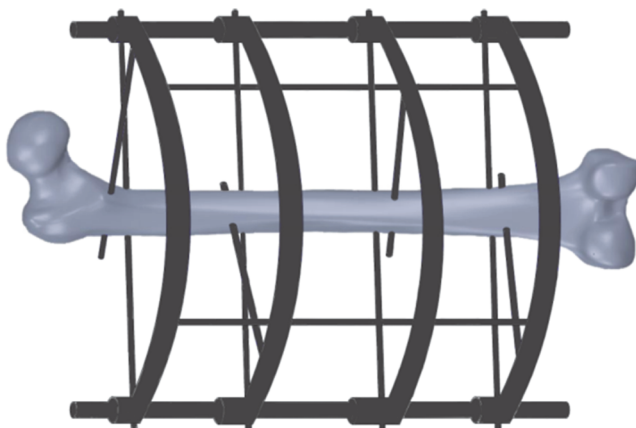


Рис. 5. Модель бедренной кости с аппаратом Илизарова

Изначально предполагалось использование гидравлического привода для управления роботом-манипулятором, хотя это и усложняет систему из-за использования большого количества узлов, которые нужно учесть, и рассчитать их параметры. К таким узлам относятся: гидрораспределители, гидродроссели, предохранительные клапаны, насос и т.д. Также необходимо обеспечить точность перемещения штоков гидроцилиндров и гидромотора.

В программном комплексе Matlab созданы кинематическая схема, схема управления и гидравлическая схема. На рис. 6 представлен пример упрощенной схемы для моделирования гидросистемы без системы управления перемещениями манипулятора и механической системы.

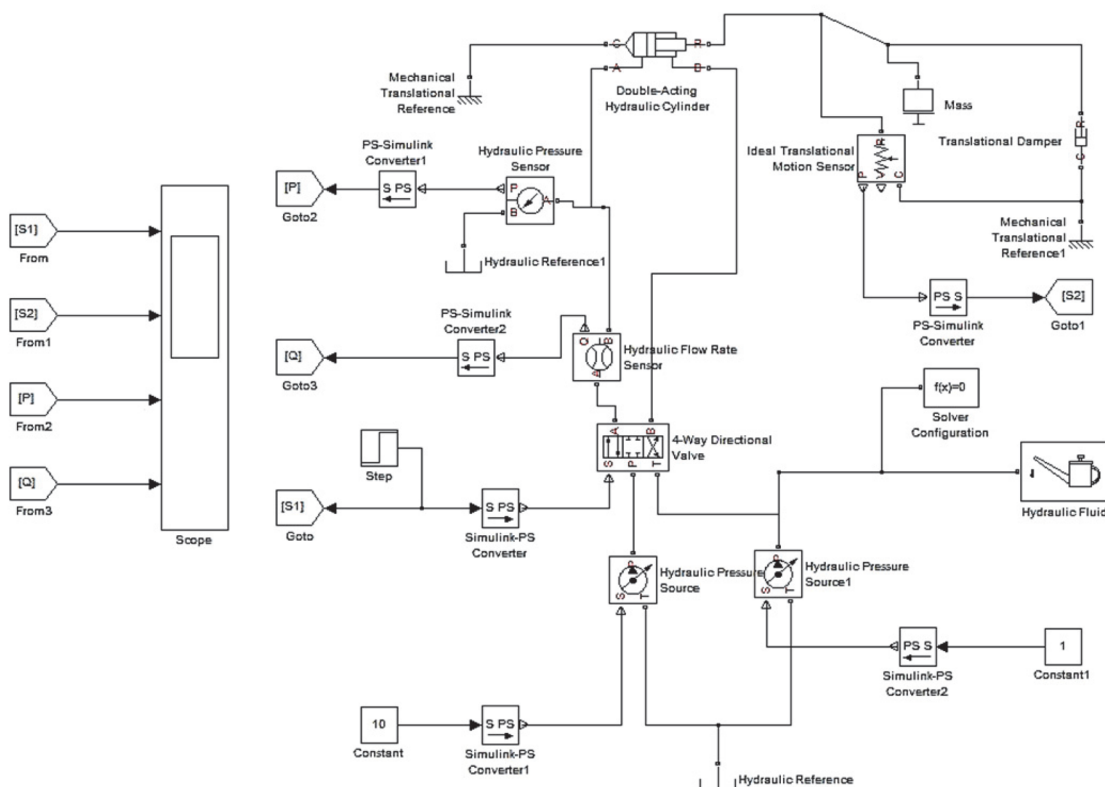


Рис. 6. Схема моделирования перемещения гидроцилиндра

Данная схема состоит из одного гидроцилиндра, гидрораспределителя и источника постоянного давления. Кроме того, сделан расчет гидравлической системы, состоящий в расчете мощности, развиваемой гидроцилиндрами и гидромоторами для оптимальной одноmomentной компрессии, при которой эффективным является сдавливание между отломками силой 100-200 Н/см². При этом мощность составила порядка 10 Вт, были также учтены время перемещения рабочих органов системы и обратная связь.

Элементы схемы: *Hydraulic Pressure Source* – источник постоянного давления, состоящий из входного и выходного канала, а также входа управления, являющегося входом физического сигнала. Таким образом, чтобы задать давление в гидросистеме, необходимо использовать конвертер *Simulink PS-converter*, который преобразует входной сигнал *Simulink* в физический сигнал, необходимый для задания постоянного давления, бар. *4-Way Directional Valve* – гидрораспределитель.

На рис. 7 показана внутренняя схема гидрораспределителя, где *P* – входной канал, через который жидкость распределяется на линии *A* и *B*, *T* – сливная линия, *S* – вход, управляющий золотником. Самый простой вариант задания характеристик гидрораспределителя – по максимальной площади и открытию. Конвертер подает на вход управления физический сигнал, мм, через блок *Step* – для постепенного открытия золотника. *Hydraulic Reference* – блок

соединения с атмосферным давлением. *Double-Acting Hydraulic Cylinder* – гидроцилиндр с пружиной и демпфером, срабатывающих при достижении гидроцилиндром крайних положений. Гидроцилиндр жестко закреплен и соединен с массой, которую он будет двигать. *Hydraulic Fluid* – жидкость гидросистемы, выбираемая из списка. Жидкости отличаются по плотности, вязкости, содержанию воздуха и т.д. *Hydraulic Pressure Sensor*, *Ideal Translational Motion Sensor* и *Hydraulic Flow Rate Sensor* – датчики давления, перемещения и расхода, показания которых через блоки *Goto* отправляются в осциллограф *Scope*, в который заведены такие показания, как: S1 – открытие золотника, S2 – перемещение гидроцилиндра, P – давление, Q – расход.

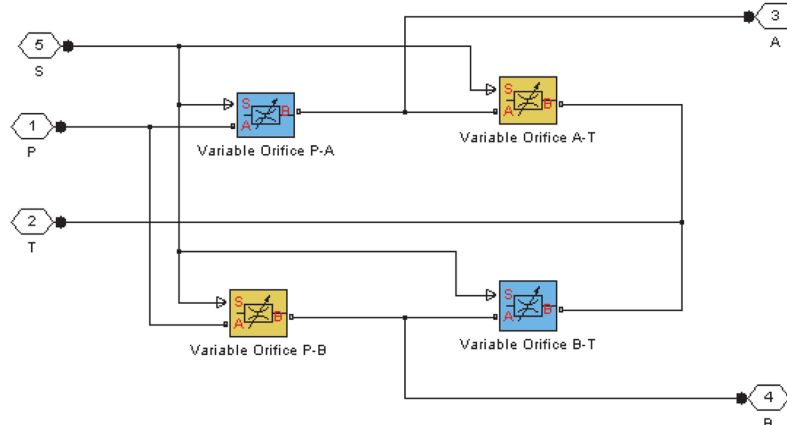


Рис. 7. Внутренняя схема гидрораспределителя

Заключение

Использование роботизированной системы для репозиции костных отломков с предоперационным моделированием является перспективным направлением, т.к. при ее использовании репозицию можно осуществлять быстро и одновременно с большей точностью и динамическим усилием по сравнению с ручной репозицией. Это исключает повторные рентгенологические обследования и хирургическое вмешательство, снижает вероятность повторного хирургического вмешательства, уменьшает травматичность кости и мягких тканей. Важным достоинством является сокращение времени проведения процедуры, значительное уменьшение дозы наркотических и сильнодействующих препаратов. Все это в совокупности ведет к быстрому восстановительному процессу регенерации костной ткани в линии перелома, сокращению сроков лечения и реабилитации больного.

ЛИТЕРАТУРА

1. Пат. 2295927 Российская Федерация, МПК⁵¹ А61В 17/56 (2006.01). Роботизированная система для репозиции костных отломков при переломах костного скелета / Бобылев Н. Г., Бобылев А. Г., Бобылев Д. А.; патентообладатель ГОУ ВПО «Дальневосточный государственный медицинский университет» Министерства здравоохранения Российской Федерации. – 2005121858/14; заявл. 11.07.2005; опубл. 27.03.2007. Бюл. № 9.
2. Малая медицинская энциклопедия / под ред. В. Х. Василенко. Т. 6. – М.: Советская энциклопедия, 1967.
3. Cinquin, P. Computer assisted medical intervention: passive and semi-active aids / P. Cinquin, E. Bainville // IEEE Eng. Med. Biol. Mag. 14, 1995. – Pp. 254-263.
4. Darion, P. Smart surgical tools and augmentic devices / P. Darion, B. Hannaford, A. Menciassi // IEEE Transactions on Robotics and Automation, 2003. – Pp. 782-792.
5. Taylor, R. Medical robotics in computer-integrated surgery / R. Taylor, D. Stoianovici // IEEE Transactions on Robotics and Automation, 2003. – Pp. 765-781.
6. Uwe Winter, Kx Simulation Technologies, Inc. Simulating the adaptive remodeling of bone in response to mechanical influences using Ansys. International ANSYS Conference, 2004. Session 31 – Biomechanics.
7. Wolf, A. Medical automation and robotics. Springer Handbook of Automation / A. Wolf, M. Shoham, 2009. – Pp. 1397-1407.



Давыдов В. М., Прохорец О. В., Языков В. А.
V. M. Davydov, O. V. Prokhorets, V. A. Yazykov

ПОДХОДЫ К МОДЕЛИРОВАНИЮ СОПРЯГАЕМЫХ ПОВЕРХНОСТЕЙ СПЛАЙНАМИ

APPROACHES TO MODELING INTERFACING SURFACES WITH SPLINES

Давыдов Владимир Михайлович – доктор технических наук, профессор, зав. кафедрой «Технологическая информатика и информационные системы» Тихоокеанского государственного университета (Россия, Хабаровск); тел. 8(4212)375259. E-mail: davellut@mail.ru.

Mr. Vladimir M. Davydov – D.Sc. in Engineering, Professor, Head of the Engineering Computer Technologies and Information Systems Department at the Pacific National University (Russia, Khabarovsk); tel. 8(4212)37-52-59. E-mail: davellut@mail.ru.

Прохорец Ольга Вячеславовна – старший преподаватель кафедры информационных систем и технологий Хабаровского государственного университета экономики и права (Россия, Хабаровск); тел. 8(4212)76-54-58. E-mail: olga_prokhorets@mail.ru.

Ms. Olga V. Prokhorets – Senior Lecturer of the Information Systems and technologies Department at the Khabarovsk State University of Economics and Law (Russia, Khabarovsk); tel. 8(4212)76-54-58. E-mail: olga_prokhorets@mail.ru.

Языков Вячеслав Андреевич – кандидат технических наук, доцент кафедры «Технологическая информатика и информационные системы» Тихоокеанского государственного университета (Россия, Хабаровск); тел. +79145488228. E-mail: jva0117@mail.ru.

Mr. Vyacheslav A. Yazykov – Ph.D in Engineering, Associate Professor of the Engineering Computer Technologies and Information Systems Department at the Pacific National University (Russia, Khabarovsk); tel. 8-914-548-82-28. E-mail: jva0117@mail.ru.

Аннотация. В статье представлены результаты работы по моделированию сопрягаемых поверхностей сплайнами для дальнейшего использования в инженерном анализе методом конечных элементов. На основе принципа суперпозиции процесс моделирования контактного взаимодействия поверхностей разделён на два уровня: уровень моделирования волнистости и уровень моделирования шероховатости.

Summary. This article presents the results of the modelling interfacing surfaces with splines fit for further use in finite element engineering analysis. The process of modeling interfacing surfaces is divided into two levels based on the superposition principle: the level of modelling waviness and the level of modelling roughness.

Ключевые слова: волнистость и шероховатость поверхностей, геометрическое моделирование поверхностей, сплайны, метод конечных элементов.

Key words: waviness and roughness of surfaces, geometric modeling, spline, the finite element method.

УДК 620.179:621.891

Свойства контактирующих поверхностей являются существенным фактором, влияющим на весь набор показателей качества технологического оборудования. Они влияют на точность, виброустойчивость, динамическую устойчивость, долговечность, надёжность, себестоимость и пр.

В процессе проектирования технологического оборудования с целью оценки ожидаемой точности необходим анализ состояния сопрягаемых поверхностей как неподвижных, так

и подвижных соединений. Для оценки динамической устойчивости технологической системы при построении математических моделей необходима информация о демпфирующей способности стыков. Метод конечных элементов (МКЭ) даёт возможность рассчитать сложную систему. Однако расчёты МКЭ сложных сборок ведутся без учёта контактных взаимодействий, которые в действительности в значительной степени формируют и статические, и динамические свойства технологической системы.

Цель работы – создание методики описания параметров шероховатости и волнистости поверхности, адекватно отражающей реальное состояние поверхности для расчёта и оценки состояния сопрягаемых поверхностей при различных влияниях внешней среды.

Для достижения цели были поставлены следующие задачи:

- разработать методику аппроксимации сопрягаемых поверхностей с возможностью оценки точности приближения;
- установить отличительные особенности взаимосвязей пространственного распределения шероховатости и волнистости;
- разработать программное обеспечение подготовки массива данных для создания пространственных форм волнистости с заданными характеристиками;
- разработать геометрические модели шероховатости и волнистости с использованием сплайнов.

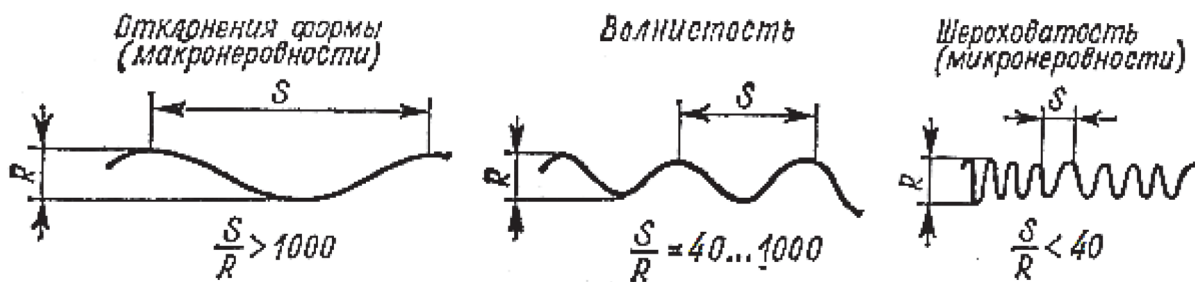


Рис. 1. Параметры волнистости

Контактные взаимодействия носят нелинейный характер и зависят в первую очередь от погрешностей геометрии контактирующих поверхностей, которые можно разделить на отклонения формы (макронеровности), волнистость и шероховатость (микронеровности) [1].

Отклонения формы связаны с общей геометрией контактирующих поверхностей и, как правило, регламентируют конкретные отклонения (неплоскостность, отклонение от круглости и т.п.). Параметры волнистости установлены рекомендацией РС 3951-73 (см. рис. 1). Параметры шероховатости установлены ГОСТ 2789-73 «Шероховатость поверхности. Параметры и характеристики». Наиболее полно представлены характеристики изделий, структура поверхности в ГОСТ Р ИСО 4287-2014.

Границу между волнистостью и шероховатостью проводят условно, и к волнистости относят неровности, у которых соотношение шага к высоте больше 40 (см. рис. 2) [1].

Рассмотрим возможность моделирования контактирующих поверхностей разработанными в системах САПР средствами описания геометрии поверхностей [2]: полигональными и сплайновыми моделями.

Полигональная модель представляет собой многогранную поверхность, составленную из плоских граней в виде прямоугольных треугольников с примерно равными катетами. Файл описания для разных систем геометрического моделирования САПР такой поверхности для участка 1 мм^2 имеет размеры: в КОМПАС – 80.4 Mb; в обменном файле формата STEP – 110 Mb; в SolidWorks – 123 Mb.

Для полигональной модели моделируемая поверхность наиболее адекватна реальной поверхности. Среднее отклонение для площадки $0,5 \times 0,5 \text{ мм}$ составило $-1,56974\text{E}-13$

(-6,71961E-05 без удаления тренда). Моделирование шероховатости полигональными поверхностями использовано в работах [3 – 5].

NURBS-поверхность по «сети точек» может быть построена двумя видами кривых: CV-кривые и P-кривые.

CV-кривые (control vertices curves). Форма таких кривых задаётся управляющими вершинами (полюсами), лежащими на вспомогательной кривой. Управляющие вершины NURBS воздействуют на локальную область, размером которой можно управлять, используя вес полюса (коэффициент степени влияния). Эти поверхности не требуют больших вычислительных ресурсов, но моделируемая поверхность не адекватна реальной поверхности. Оценка несоответствия отклонения по нормали к плоскости параметрического аргумента UV аппроксимирующей функции максимальным и средним значениями зависит от степени аппроксимирующего полинома и веса полюса. При моделировании полиномом четвёртой степени в обоих направлениях UV и весе полюсов, равном единице участка поверхности размером 1 мм^2 , обработанного шлифованием с шероховатостью Ra 0.5, отклонение составило: среднее 0,000378846 мм; максимальное 0,00402811 мм. Для степени полинома, равной пяти, отклонения составили: среднее 0,000375556 мм; максимальное 0,00399932 мм. Улучшение составило: для среднего отклонения на 0,87 %; для максимального – 0,7 %. При этом средняя высота микронеровностей – 0,00005 мм.

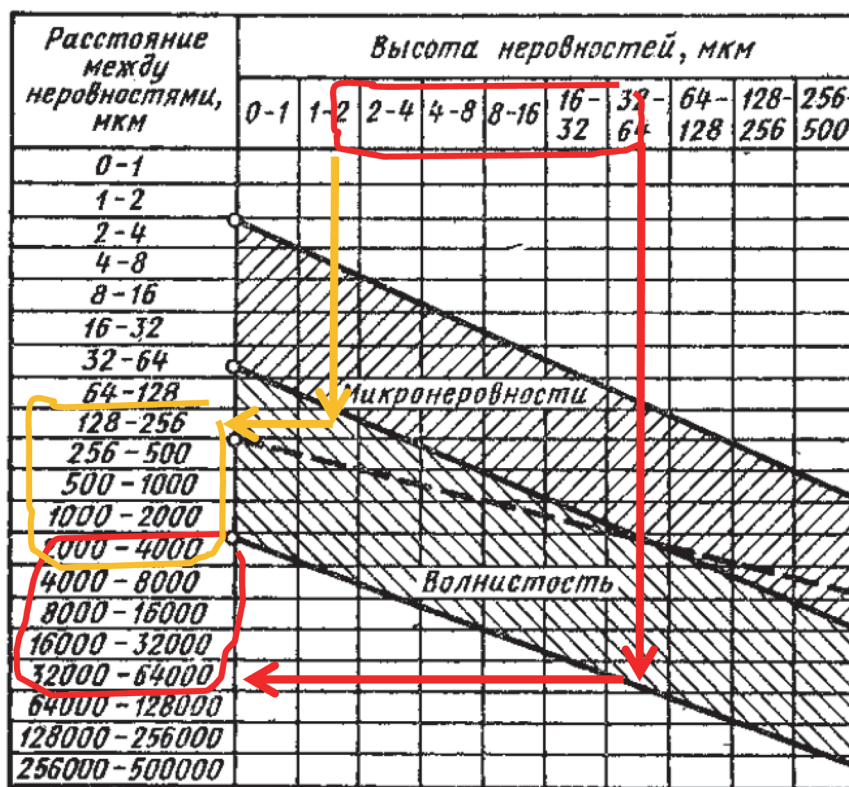


Рис. 2. Граница между волнистостью и шероховатостью

P-кривые (point curves). Форма таких кривых задаётся вершинами, лежащими непосредственно на самой кривой (управляющие точки Безье). Управляющие точки Безье влияют сразу на всю поверхность. Эти поверхности требуют больших вычислительных ресурсов (памяти и времени обработки). Построение поверхностей выполняется по «пласту точек» или «сети точек», последнее отличается тем, что точки поверхности должны располагаться рядами, содержащими одно и то же количество точек. Это даёт возможность применять этот инструмент для упорядоченного расположения точек на регулярной координатной сетке с равномерным шагом.

Сформированная база данных шероховатостей поверхностей на основе 3D-микрометрии сканированием набора образцов (эталонов) шероховатостей с помощью информационно-измерительного комплекса [6] содержит данные для площадок размерами 1×4 мм. В базе находятся данные эталонов для фрезерования, строгания и шлифования R_a в пределах $0,45 \dots 5,95$. Это соответствует диапазону R_z $1,6 \dots 40$ мкм.

Информативность исходных данных, по причинам технических возможностей применяемых устройств, уменьшается из-за выпадения из рассмотрения большого количества точек измерения:

1. Так как расстояние между трассами измерений не может быть меньше $0,005$ мм из-за особенностей прибора, а вдоль трассы расстояние между точками измерений составляет менее 1 мкм, то для формирования регулярной сетки с одинаковым шагом в обоих направлениях из массива точек вдоль трассы делается выборка с пропуском определённого количества точек. Количество пропускаемых точек зависит от выбранного расстояния между трассами.

2. Общее максимальное количество точек, составляющих «пласт точек», из-за возможностей используемых приложений САПР не превышает $40\ 200$.

С учётом этих ограничений по данным эталонов базы сформированы «сети точек» для участков моделирования шероховатостей.

На основе принципа суперпозиции процесс моделирования контактного взаимодействия поверхностей разделён на два уровня: уровень моделирования волнистости и уровень моделирования шероховатости.

Для моделирования шероховатости в работе используется построение шероховатых поверхностей по «сети точек» на основе P -кривых по данным базы шероховатостей.

На рис. 3 показаны модели шероховатых поверхностей, сформированные в системе КОМПАС: а – фрезерование R_a $8,0$; б – фрезерование R_a $0,63$; в – шлифование R_a $0,50$. Ширина областей сканирования устанавливалась с учётом шероховатости поверхностей и составила 1 мм для поверхностей с шероховатостями менее R_a $2,5$, для анализа поверхностей с большей шероховатостью ширина области сканирования увеличена больше базовой длины ($2,5$ мм) за счёт увеличения шага между трассами в четыре раза.

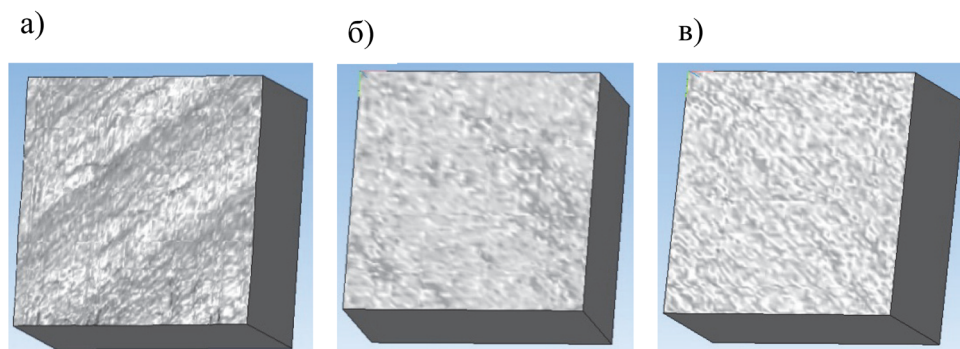


Рис. 3. Модели поверхностей

При моделировании волнистости, согласно стандарту РС 3951-73, высота волнистости W_z находится как среднее арифметическое из пяти значений ($W_1 \dots W_5$), определённых на длине участка измерения L_w , равного пяти действительным наибольшим шагам S_w волнистости (см. рис. 4, а).

Средний шаг волнистости S_w , мм, – среднее арифметическое значений длин отрезков S_{wi} средней линии, ограниченных точками их пересечения с соседними участками профиля волнистости (см. рис. 4, б).

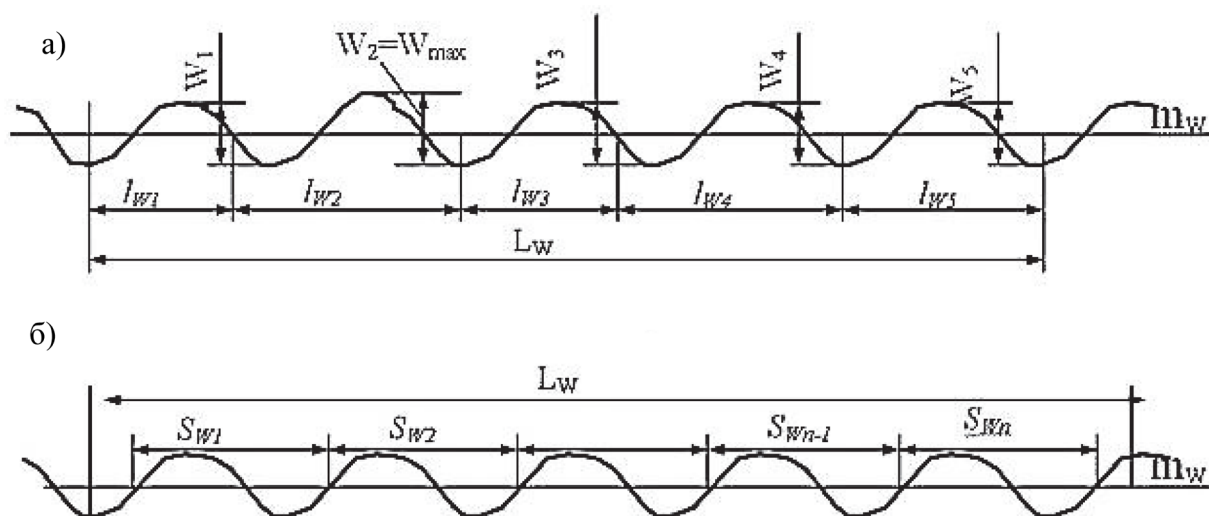


Рис. 4. Схема определения высоты (а) и шага (б) волнистости

Волнистость моделируется сплайновыми поверхностями с учётом рекомендаций (см. рис. 2). При этом значения W_z принимаются равными высотам, а S_W – расстояниям между неровностями.

Для формирования «сети точек» волнистостей разработана программа CL-Ver. Особенность сети точек для волнистости, сформированной программой, заключается в том, что координаты Z вершин сплайнов в каждом координатном направлении образуют последовательность с чередованием значений: A_{\min} и A_{\max} , где A_{\min} – минимальное значение волны и в программе по умолчанию принято $A_{\min} = 0$; A_{\max} – максимальное значение волны, вводится в программе для формирования волнистости.

Значения A_{\min} и A_{\max} описывают высоту волнистости, мм,

$$W_z = A_{\max} - A_{\min}.$$

Расстояния между неровностями вводятся как длины волн отдельно для каждого координатного направления.

На рис. 5 показана модель образца с волнистостью. Из-за особенностей процессов визуализации в разных системах САПР изображения моделей могут отличаться от действительных описаний математических моделей.

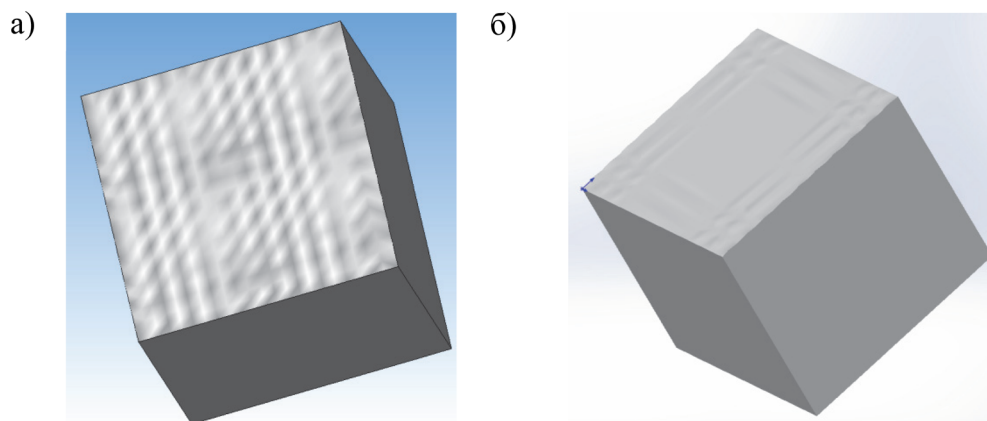


Рис. 5. Визуализация модели: а – в КОМПАС; б – в SolidWorks

Особенностью сплайновых поверхностей является отсутствие острых углов, которые при контактном взаимодействии являются существенными концентраторами напряжений. Можно допустить, что условия взаимодействия сплайновых поверхностей аналогичны контактному взаимодействию выпуклых поверхностей в классической постановке Герца [7].

У сплайна Безье (см. рис. 6) высота каждой вершины оказывает влияние на форму сплайна в целом. Высота крайних волн сплайна отличается от высот срединных волн. Это связано с кривизной крайних участков сплайна. Для обеспечения гладкости сопряжения для двух соседних участков установлено условие равенства производных первого порядка. Для крайних участков этого условия нет, т.к. нет сопряжённых участков. Управлением кривизной крайних участков, примыкающих к крайним вершинам, можно выровнять высоту волн на этих участках. Для формулировки математического описания задачи контактного взаимодействия сплайновых поверхностей выбирается участок, удалённый от концов сплайна. Для выделенного участка сплайна на рис. 6 базовая функция описывается полиномом третьей степени

$$y = a_0 + a_1x + a_2x^2 + a_3x^3.$$

Приняв $x=0$, $y=0$ и $x=S_W$, $y=W_Z$ и допустив, что первые производные в точках экстремумов равны нулю, найдём

$$a_0 = 0, \quad a_1 = 0, \quad a_2 = 3 \frac{W_Z}{S_W^2}, \quad a_3 = -2 \frac{W_Z}{S_W^3}.$$

Уравнение, описывающее линию между двумя точками сплайна при принятых допущениях

$$y = 3 \frac{W_Z}{S_W^2} x^2 - 2 \frac{W_Z}{S_W^3} x^3.$$

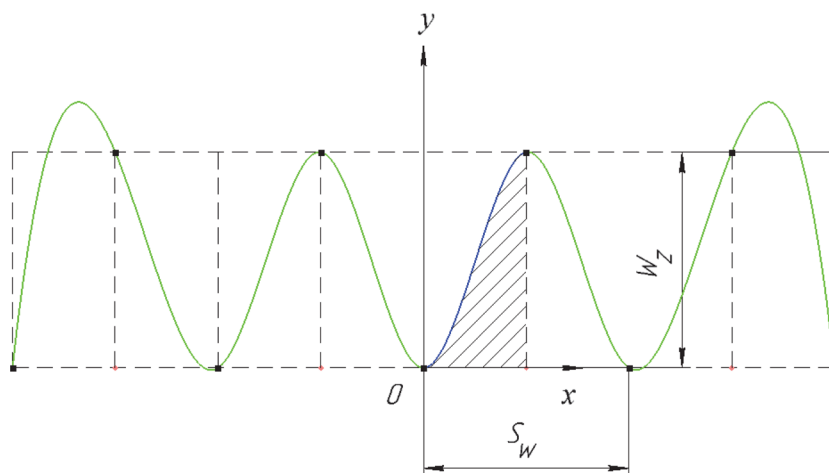


Рис. 6. Сплайн Безье

Полученное уравнение описывает форму индентора [8; 9] которое используется для верификации сплайновых моделей при определении контактных напряжений и перемещений методом конечных элементов.

Выводы:

1. Разработана методика аппроксимации сопрягаемых поверхностей с учётом их шероховатости и волнистости на основе сплайнов.
2. Разработано программное обеспечение формирования массива данных для моделирования сплайнами волнистых поверхностей с заданными параметрами.
3. Предложена математическая модель формы индентора в виде сплайна.



ЛИТЕРАТУРА

1. Демкин, Н. Б. Качество поверхности и контакт деталей машин / Н. Б. Демкин, Э. В. Рыжов. – М.: Машиностроение, 1981. – 248 с.
2. Голованов, Н. Н. Геометрическое моделирование / Н. Н. Голованов. – М.: Изд-во физико-математической литературы, 2002. – 472 с.
3. Ольшевский, А. А. Разработка методики решения контактных задач с учётом шероховатости поверхностей / А. А. Ольшевский // Молодежн. науч.-техн. конф. техн. вузов центральной России: тезисы докладов / ред. О. А. Горленко. – Брянск: БГТУ, 2000. – С. 63-67.
4. Ольшевский, А. А. Решение контактных задач с учётом шероховатости поверхностей контакта методом конечных элементов с использованием трёхмерных расчётных схем / А. А. Ольшевский // Динамика, прочность и надёжность транспортных машин: сб. науч. тр. – Брянск: БГТУ, 2002. – С. 149.
5. Ольшевский, А. А. Методика решения контактных задач для тел произвольной формы с учётом шероховатости поверхности методом конечных элементов: дис. ... канд. тех. наук: 01.02.06 / Ольшевский Александр Алексеевич. – Брянск, 2003. – 121 с.
6. Давыдов, В. М. Информационно-измерительный комплекс 3D-метрии шероховатости поверхности / В. М. Давыдов, О. В. Прохорец, В. А. Языков // Вестник Брянского государственного технического университета. – 2015. – № 2 (46). – С. 104-109.
7. Hertz. On the Contact of Elastic Solids. – London: Miscellaneous Papers. McMillan, 1896. – Pp. 146-183.
8. Sneddon, I. N. The Relation between Load and Penetration in the Axisymmetric Boussinesq Problem for a Punch of Arbitrary Profile. – Int. J. Eng. Sci.: Pergamon Press, 1965. – Vol. 3. – Pp. 47-57.
9. Попов, В. Л. Механика контактного взаимодействия и физика трения. От нанотрибологии до динамики землетрясений / В. Л. Попов. – М.: Физматлит, 2013. – 352 с.

МАШИНОСТРОЕНИЕ
MECHANICAL ENGINEERING

Еренков О. Ю., Кравченко Е. Г., Верещагина А. С.
O. Yu. Erenkov, E. G. Kravchenko, A. S. Vereshchagina

**ИССЛЕДОВАНИЕ ШЕРОХОВАТОСТИ ПОЛИМЕРНЫХ МАТЕРИАЛОВ
ПОСЛЕ ТОЧЕНИЯ ЗАГОТОВОК, ПРЕДВАРИТЕЛЬНО ОБРАБОТАННЫХ
ПОВЕРХНОСТНО-АКТИВНЫМИ ВЕЩЕСТВАМИ**

**THE STUDY OF POLYMERIC MATERIALS ROUGHNESS AFTER WORKPIECES
TURNING PRE-TREATED WITH SURFACTANTS**

Еренков Олег Юрьевич – доктор технических наук, профессор кафедры «Технология машиностроения» Комсомольского-на-Амуре государственного технического университета (Россия, Комсомольск-на-Амуре). E-mail: erenkov@list.ru.

Mr. Erenkov Oleg Uryevich – Doctor of Technical Sciences, professor of mechanical engineering, Komsomolsk-on-Amur State Technical University (Russia, Komsomolsk-on-Amur). E-mail: erenkov@list.ru.

Кравченко Елена Геннадьевна – кандидат технических наук, доцент кафедры «Технология машиностроения» Комсомольского-на-Амуре государственного технического университета (Россия, Комсомольск-на-Амуре). E-mail: ek74@list.ru.

Ms. Elena G. Kravchenko – PhD in Engineering, Assistant Professor, Department of mechanical engineering, Komsomolsk-on-Amur State Technical University (Russia, Komsomolsk-on-Amur). E-mail: ek74@list.ru.

Верещагина Александра Сергеевна – кандидат технических наук, доцент кафедры «Технология машиностроения» Комсомольского-на-Амуре государственного технического университета (Россия, Комсомольск-на-Амуре). E-mail: osa321@gmail.com.

Ms. Alexandra S. Vereshchagina – PhD in Engineering, Assistant Professor, Department of mechanical engineering, Komsomolsk-on-Amur State Technical University (Russia, Komsomolsk-on-Amur). E-mail: osa321@gmail.com.

Аннотация. В данной статье представлены результаты экспериментальных исследований шероховатости поверхности после токарной обработки полимерных материалов, подвергнутых предварительной обработке поверхностно-активными веществами (ПАВ). Результаты экспериментов показали, что предварительная обработка заготовок ПАВ обеспечивает повышение качества поверхности после точения. Об этом свидетельствует снижение параметров шероховатости в 2,0 – 4,5 раза, при этом минимальная шероховатость достигается при глубине резания, равной 1,00 – 1,15 от глубины проникновения ПАВ в материал.

Summary. This paper presents the experimental results of surface quality after turning polymeric materials pretreated with surfactants. It was experimentally proved that preparative treatment of work material with surfactants provides upgrading of the surface after turning. This is evidenced by a roughness decrease from twofold to four and a half-fold, with a minimum roughness achieved at cutting depth equal to 1,00 – 1,15 from surfactant penetration depth into the material.

Ключевые слова: полимерные материалы, поверхностно-активные вещества, точение, шероховатость.

Key words: polymeric materials, surfactants, turning, roughness.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации (госзадание, наука), проект № 3767.

УДК 621.91.01

Введение

При обработке конструкционных материалов резанием широкое применение нашли комбинированные методы обработки. При воздействии на поверхность обрабатываемого изделия источниками энергии или агрессивной средой, вступающей в химическое взаимодействие с материалом заготовки, увеличивается стойкость режущего инструмента, повышаются производительность и качество обработки [1; 2; 3].

На основе анализа полученных экспериментальных данных [2] был разработан новый способ механической обработки полимерных материалов [4]. Сущность метода – снижение сопротивления разрушению поверхностного слоя заготовки в зоне резания путем предварительной обработки материала поверхностно-активными веществами. Наличие поверхностного слоя материала постоянной глубины и степени разупрочнения является предпосылкой улучшения качества обработанной поверхности после механической обработки заготовки за счет стабильности распространения магистральной трещины.

Цель работы – экспериментальное исследование шероховатости поверхности после токарной обработки полимерных материалов, подвергнутых предварительной обработке ПАВ.

Методика эксперимента

Исследуемые материалы – капролон В (ТУ 5.966-13411-93) и текстолит ПТК (ГОСТ 5-78), относящиеся к разным группам полимерных материалов (термопластам и реактопластам), широко применяющимся во многих промышленных отраслях.

Оборудование, на котором осуществлялась токарная обработка экспериментальных образцов, – универсальный токарно-винторезный станок модели 16К20Ф3С47. Параметры резания (скорости и подачи), геометрия и материал режущего инструмента приняты на основе ранее проведенных исследований [2; 3] и поддерживались постоянными в течение данной серии экспериментов. Качество обработанной поверхности оценивалось по значениям такого параметра шероховатости, как среднее арифметическое отклонение профиля R_a [3].

Выбор ПАВ учитывал растворимость различных полимеров в агрессивных средах и основывался на рекомендациях, приведенных в специальной литературе [5]. Образцы из капролона подвергались обработке в ацетоне, а из текстолита – в толуоле. Для расчета продолжительности обработки заготовок ПАВ использовалась методика, указанная в соответствующих источниках [6; 7]. Результаты расчета представлены на рис. 1. Для обеспечения расчетной глубины проникновения ПАВ $t_{п} = 2$ мм продолжительность обработки составляла 4 ч для заготовок из капролона и 7,4 ч для заготовок из текстолита.

Обсуждение результатов экспериментальных исследований

На рис. 2, 3 представлены профилограммы обработанных точением поверхностей деталей из капролона и текстолита соответственно. Глубина резания в данной серии экспериментов составляла 2 мм. Визуальное исследование профилограмм позволяет сделать вывод, что предварительная обработка ПАВ заготовок из капролона и текстолита способствует образованию более качественной обработанной точением поверхности. Более детальная оценка шероховатости обработанных поверхностей производилась на основе значений комплекса геометрических параметров [3], сведенных в табл. 1.

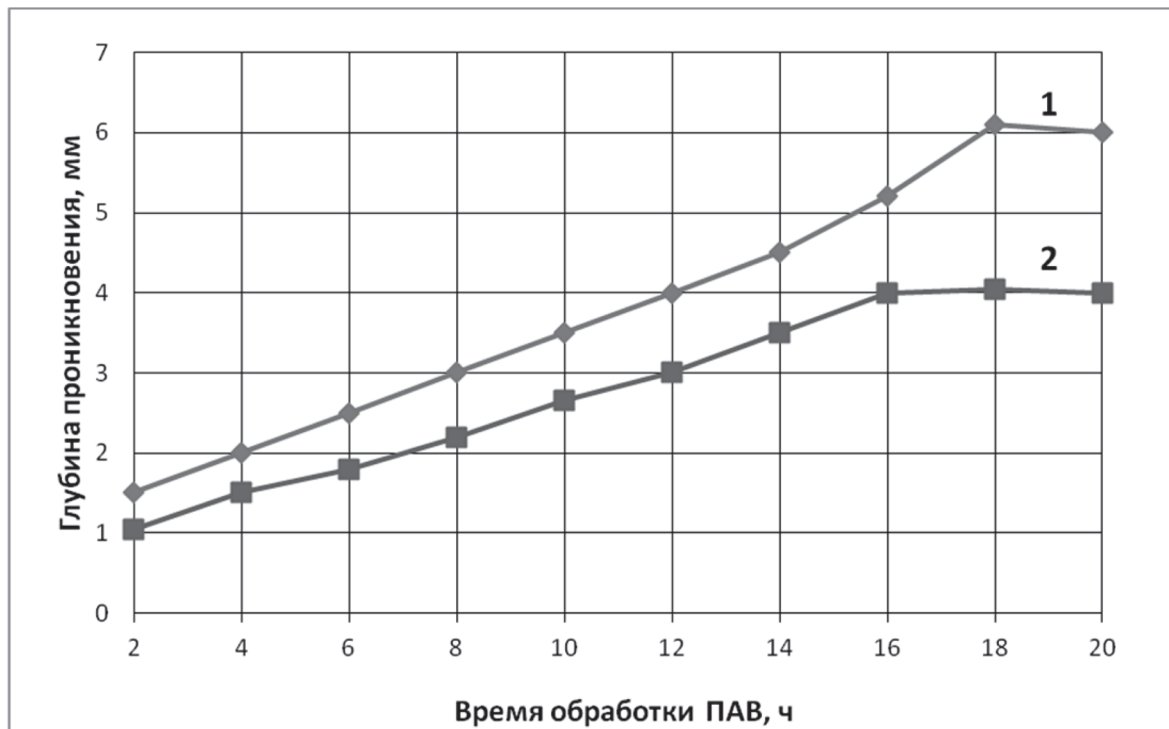


Рис. 1. Глубина проникновения ПАВ:
1 – в капролон; 2 – в текстолит

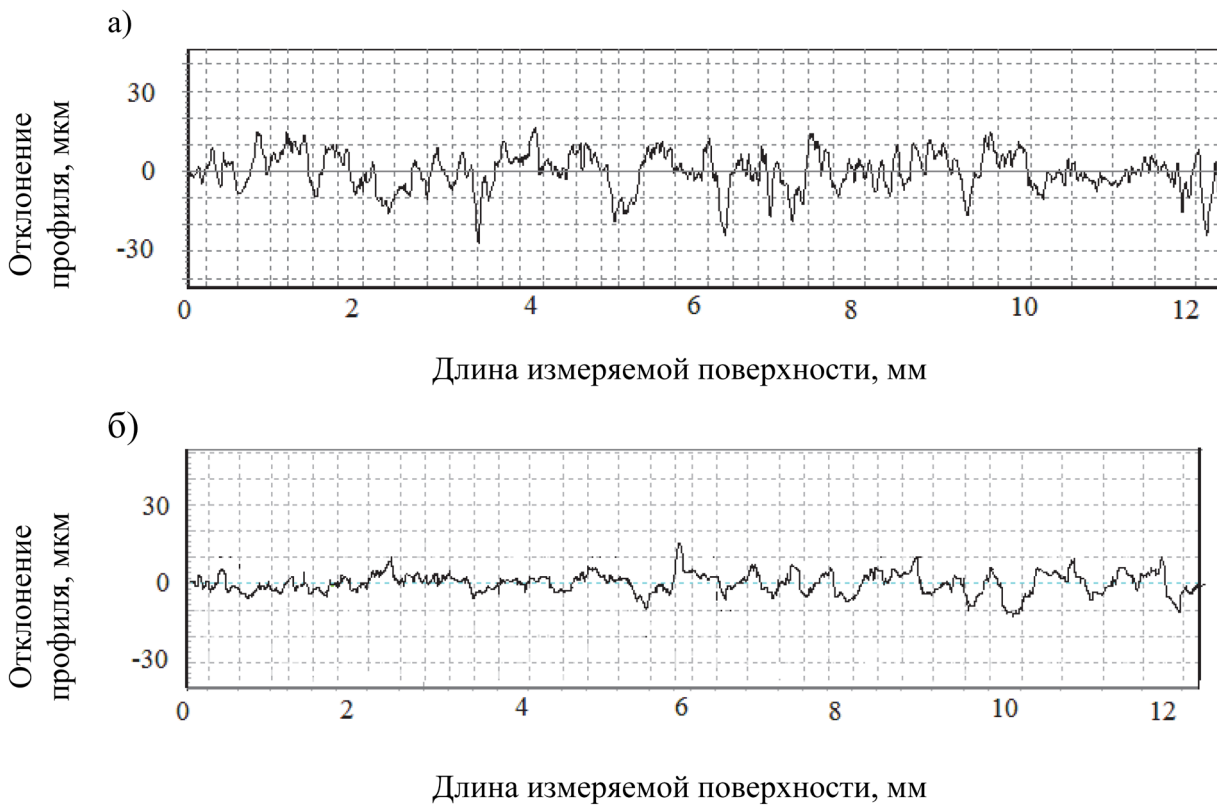


Рис. 2. Профилограммы поверхностей деталей из капролона:
а – точение; б – точение после предварительной обработки ПАВ

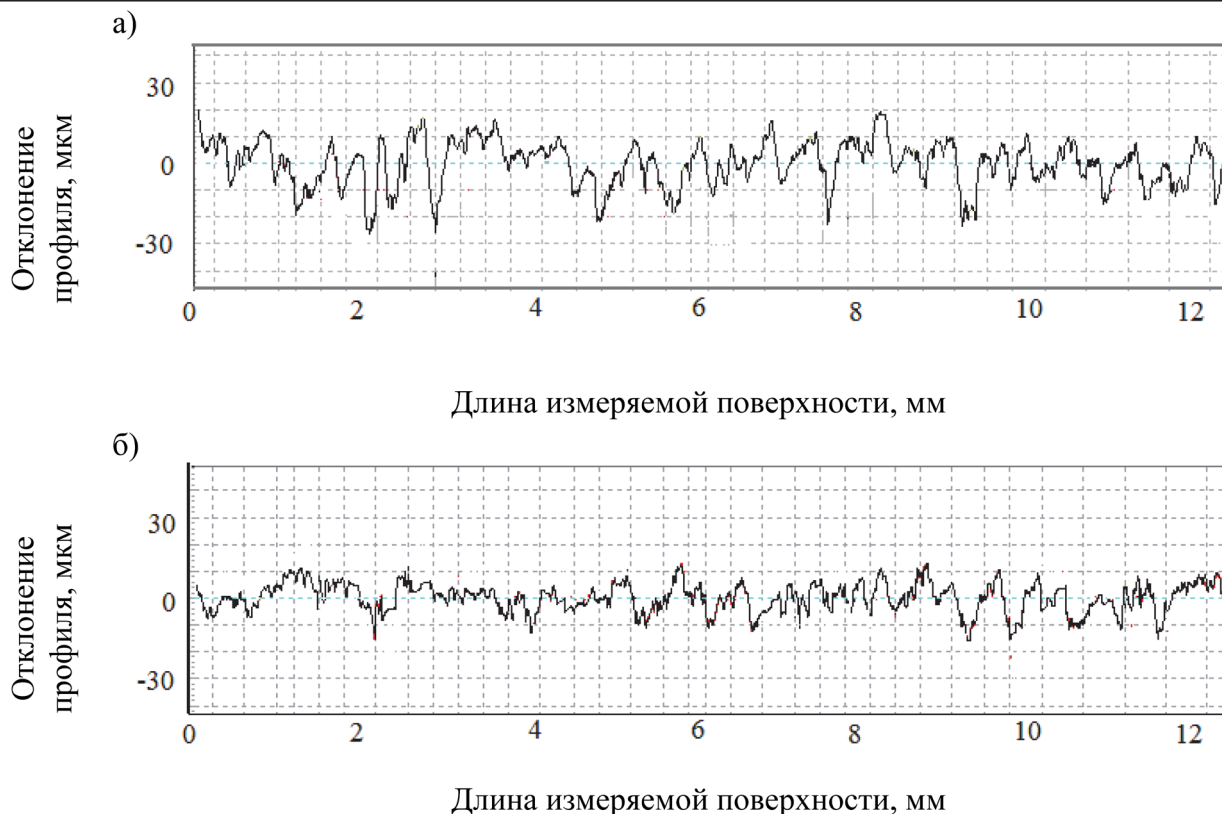


Рис. 3. Профилограммы поверхностей деталей из текстолита:
а – точение; б – точение после предварительной обработки ПАВ

Анализ параметров шероховатости, представленный в табл. 1, подтверждает, что предварительная обработка заготовок выбранными ПАВ обеспечивает повышение качества обработанной точением поверхности. Об этом свидетельствует снижение значений параметров шероховатости от 1,8 до 4,5 раз для всех исследуемых материалов.

Таблица 1

Результаты исследования шероховатости поверхности с учетом предварительной обработки ПАВ (глубина резания $t_p = 2$ мм)

Материал	Вид обработки	Параметры шероховатости, мкм						
		R_a	R_z	R_{max}	R_p	R_m	S_m	S_k
Капролон	Обработка ПАВ и точение	4,39	11,6	15,2	7,6	5,89	0,88	-0,17
	Точение	7,6	22,72	35,97	14,02	21,95	0,33	0,27
Текстолит	Обработка ПАВ и точение	4,88	21,16	28,80	12,36	8,22	0,15	-0,18
	Точение	10,0	40,53	48,43	26,27	22,16	0,21	0,56

При токарной обработке полимерных материалов на качество обработанной поверхности оказывает влияние глубина резания. В этой связи проводились исследования шероховатости обработанной поверхности капролон и текстолита в зависимости от глубины реза-

ния (рис. 4). Оценку шероховатости проводили по значениям среднеарифметического отклонения профиля R_a . Глубина резания t_p варьировалась от 1,5 до 2,6 мм. Анализ графических зависимостей показывает, что распределение параметра R_a обработанной поверхности капролона (линия 1) и текстолита (линия 2) происходит довольно неравномерно.

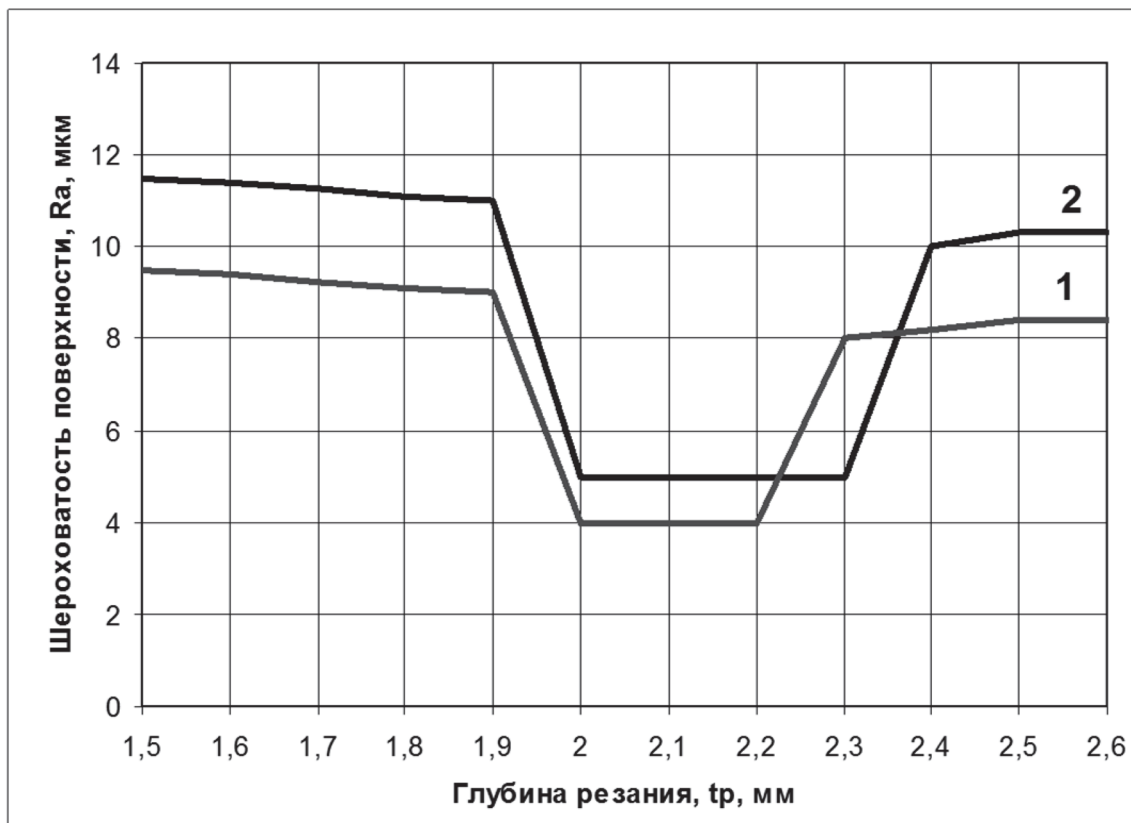


Рис. 4. Влияние глубины резания на шероховатость обработанной поверхности:
1 – капролон; 2 – текстолит

При глубине резания $t_p < t_n$ ($t_n = 2$ мм) шероховатость обработанной поверхности выше, чем шероховатость исходного образца. Благодаря действию ПАВ образуется большое количество внешних и внутренних дефектов в виде трещин и микротрещин. В результате поверхностный слой материала заготовки охрупчивается. Минимальная шероховатость при прочих равных условиях достигается при глубине резания $t_p = (1,00 - 1,15) \cdot t_n$.

Такой факт можно объяснить следующим образом. Важной особенностью кристаллических полимеров является то, что они состоят не только из кристаллических, но и аморфных областей. При этом представление о структуре кристаллического полимера как о совокупности четко разделённых фаз – идеализация, между кристаллическими и аморфными областями имеются участки с промежуточной степенью упорядочения, т.е. нет четкой границы между кристаллитами и аморфными областями, поскольку одна макромолекула может находиться в нескольких кристаллитах, проходя при этом через несколько аморфных областей [8]. В этой связи можно утверждать, что четкой границы между обработанной и необработанной ПАВ частями материала не существует, а имеет место переходной слой, распространяющийся на глубину, несколько превышающую значение глубины проникновения t_n . Благодаря ПАВ переходной слой имеет такую структуру материала, в которой часть химических и межмолекулярных связей разрушена, а другая часть ослаблена. Поэтому при последующем точении облегчается процесс деформирования срезаемого слоя, уменьшается работа, необходимая для образования новых поверхностей, и снижается сопротивление резанию. Все

это обеспечивает более стабильное распространение магистральной трещины впереди режущего клина вдоль линии среза и, следовательно, снижение уровня шероховатости обработанной поверхности.

При дальнейшем увеличении глубины резания t_p шероховатость резко возрастает до уровня шероховатости поверхности, обработанной точением без применения ПАВ, и остается практически постоянной.

Вывод

Экспериментально доказано, что предварительная обработка заготовок ПАВ обеспечивает повышение качества шероховатости поверхности, обработанной впоследствии точением. Об этом свидетельствует снижение параметров шероховатости от 2,0 до 4,5 раз. В этом случае минимальная шероховатость достигается (при прочих равных условиях) при глубине резания, равной 1,00 – 1,15 от глубины проникновения ПАВ в материал.

ЛИТЕРАТУРА

1. Подураев, В. Н. Резание труднообрабатываемых материалов: учеб. пособие для вузов / В. Н. Подураев. – М.: Машиностроение, 1974. – 430 с.
2. Еренков, О. Ю. Новые комбинированные способы обработки полимерных материалов резанием на основе предварительных физико-химических и механических воздействий / О. Ю. Еренков, А. Г. Ивахненко, Хосен Ри. – Владивосток: Дальнаука, 2007. – 219 с.
3. Обработка полимерных материалов резанием на основе обеспечения стабильности технологической системы и предварительных внешних воздействий на заготовки / О. Ю. Еренков [и др.]. – Владивосток: Дальнаука, 2011. – 270 с.
4. Пат. 2494865 Российская Федерация, (51) МПК В 29 С 37/00. Способ обработки заготовок из пластмасс / Еренков О. Ю., Богачев А. П., Еренков С. О.; заявитель и патентообладатель Комсомольский-на-Амуре гос. техн. ун-т. – № 2012139273; заявл. 12.09.12; опубл. 10.10.13. Бюл. № 28.
5. Зуев, Ю. С. Разрушение полимеров под воздействием агрессивных сред / Ю. С. Зуев. – М.: Химия, 1972. – 229 с.
6. Расчет диффузионных параметров взаимодействия агрессивной среды с полимерными материалами / О. Ю. Еренков [и др.] // Химическое и нефтегазовое машиностроение. – 2009. – № 8. – С. 42-45.
7. Erenkov, O. Yu. Calculating diffusion parameters for a corrosive medium acting on polymer materials / O. Yu. Erenkov, E. A. Myasnikov, E. G. Kalita, R. S. Mazin // Chemical and Petroleum Engineering. – 2009. – Т. 45. – Р. 505-512.
8. Карташов, Э. М. Структурно-статистическая кинетика разрушения полимеров / Э. М. Карташов, Б. Цой, В. В. Шевелев. – М.: Химия, 2002. – 736 с.

Щелкунов Е. Б., Виноградов С. В., Щелкунова М. Е., Пронин А. И.
УСТРОЙСТВО ДЛЯ ОРИЕНТАЦИИ ЗАГОТОВОК

Щелкунов Е. Б., Виноградов С. В., Щелкунова М. Е., Пронин А. И.
Ye. B. Shchelkunov, S. V. Vinogradov, M. Ye. Shchelkunova, A. I. Pronin

УСТРОЙСТВО ДЛЯ ОРИЕНТАЦИИ ЗАГОТОВОК

ORIENTING DEVICE OF WORK MATERIALS

Щелкунов Евгений Борисович – кандидат технических наук, доцент кафедры «Технология машиностроения» ФГБОУ ВО «Комсомольский-на-Амуре государственный технический университет» (Россия, Комсомольск-на-Амуре). E-mail: ktm@knastu.ru.

Mr. Yevgenii B. Shchelkunov – PhD in Engineering, Associate Professor, Mechanical Engineering Department, Komsomolsk-on-Amur State Technical University (Russia, Komsomolsk-on-Amur). E-mail: ktm@knastu.ru.

Виноградов Сергей Владимирович – кандидат технических наук, доцент кафедры «Технология машиностроения» ФГБОУ ВО «Комсомольский-на-Амуре государственный технический университет» (Россия, Комсомольск-на-Амуре). E-mail: sergwin72@rambler.ru.

Mr. Sergei V. Vinogradov – PhD in Engineering, Associate Professor, Mechanical Engineering Department, Komsomolsk-on-Amur State Technical University (Russia, Komsomolsk-on-Amur). E-mail: sergwin72@rambler.ru.

Щелкунова Марина Евгеньевна – кандидат технических наук, доцент кафедры «Математическое обеспечение и применение ЭВМ» ФГБОУ ВО «Комсомольский-на-Амуре государственный технический университет» (Россия, Комсомольск-на-Амуре). E-mail: kmopevm@knastu.ru.

Ms. Marina Ye. Shchelkunova – PhD in Engineering, Associate Professor, mathematical support and Computing Department, Komsomolsk-on-Amur State Technical University (Russia, Komsomolsk-on-Amur). E-mail: kmopevm@knastu.ru.

Пронин Александр Иннокентьевич – кандидат технических наук, доцент кафедры «Технология машиностроения» ФГБОУ ВО «Комсомольский-на-Амуре государственный технический университет» (Россия, Комсомольск-на-Амуре). E-mail: mdsov@knastu.ru.

Mr. Alexandre I. Pronin – PhD in Engineering, Associate Professor, Mechanical Engineering Department, Komsomolsk-on-Amur State Technical University (Russia, Komsomolsk-on-Amur). E-mail: mdsov@knastu.ru.

Аннотация. Приведено описание устройства, применение которого обеспечивает заготовке, закрепленной в универсальных машинных тисках на станках с числовым программным управлением, базирование по трем поверхностям, образующим координатный угол. Применение приспособления способствует снижению оперативного времени технологической операции за счет исключения необходимости подналадки станка для привязки системы координат заготовки к системе координат станка.

Summary. The authors focus on the description of the device, that provides a work material clamped in the universal machine vise on machine tools with numerical control basing on three surfaces forming the coordinate angle. The use of device helps reduce the technological operation time by eliminating the need of resetting a machine for connecting a work material coordinate system to the machine coordinate system.

Ключевые слова: устройство, ориентация, система координат, заготовка, базирование, опора.

Key words: device, orientation, coordinate system, a work material, basing, support.

УДК 621.9.05

Самолетостроение является одной из основных и самых перспективных отраслей отечественной промышленности.

Значительная доля общего количества деталей самолета изготавливается из заготовок, имеющих форму плит большой протяженности и сравнительно небольшой высоты, малыми партиями на станках сверлильно-фрезерно-расточного типа, оснащенных системами ЧПУ.

Для базирования и закрепления плит большой протяженности при их обработке на станках применяют различные призмы, комплекты прихватов, силовые зажимные устройства.

Под базированием заготовки при обработке на станке с ЧПУ понимается лишение ее шести степеней свободы относительно нулевой точки станка [1].

На рис. 1 показаны различные универсальные устройства, используемые для закрепления заготовок на станках с ЧПУ. Их достоинством является возможность быстрого и надежного закрепления заготовок различных форм и размеров.

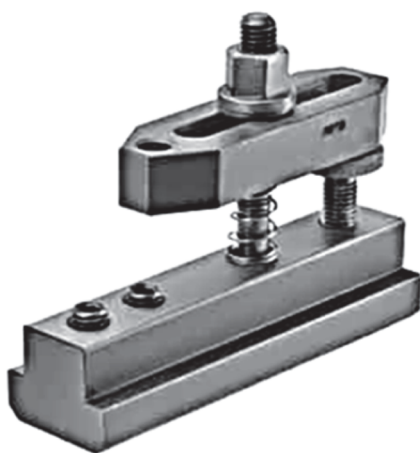
а)



б)



в)



г)

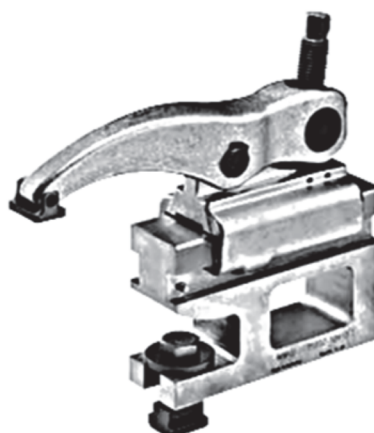


Рис. 1. Универсальные устройства, используемые для закрепления заготовок на станках с ЧПУ: а – изогнутый прихват с зажимным опорным винтом; б – ступенчатый прихват; в – прихват для зажима за пределами стола станка; г – передвижное силовое зажимное устройство

При использовании для закрепления заготовок прихватов заготовка размещается на рабочей поверхности стола станка. Таким образом обеспечивается лишение заготовки трех степеней свободы и однозначное расположение заготовки относительно оси, перпендикулярной плоскости стола.

Лишение оставшихся трех степеней свободы обеспечивается усилием прижима заготовки к столу прихватами. При этом положение заготовки относительно осей координат станка, лежащих в плоскости стола, остается неопределенным, поэтому перед выполнением обработки заготовки оператор станка должен установить рабочую систему координат, т.е. «привязать» к закрепленной на столе заготовке систему координат, в которой создана управляющая программа обработки. Указанная процедура должна выполняться при обработке каждой заготовки, закрепленной на столе станка с помощью прихватов.

Процедура привязки координат может занимать от 2 до 4 мин в зависимости от размеров заготовки и опыта оператора.

Время, затраченное на привязку (вспомогательное время), входит в общее время выполнения операции и учитывается при определении себестоимости готовой продукции.

Задачей повышения производительности технологических операций занимаются на всех машиностроительных предприятиях. Один из путей решения – использование специализированной технологической оснастки. Оснастке, позволяющей повысить производительность технологических операций на авиастроительных предприятиях, посвящен ряд работ [2; 3; 4].

Кафедрой «Технология машиностроения» ФГБОУ ВО «КнАГТУ» совместно с лабораторией технопарка на базе университета и специалистами ПАО «КнААЗ им. Ю. А. Гагарина» предложено устройство для ориентации заготовок на столе станка, позволяющее сократить оперативное время за счет исключения необходимости привязки системы координат заготовки к системе координат станка.

На рис. 2 представлены варианты исполнения предлагаемого устройства. Исполнение, показанное на рис. 2, а, рекомендуется применять для обеспечения заготовке направляющей базы, а приспособление, показанное на рис. 2, б, – для обеспечения опорной базы.

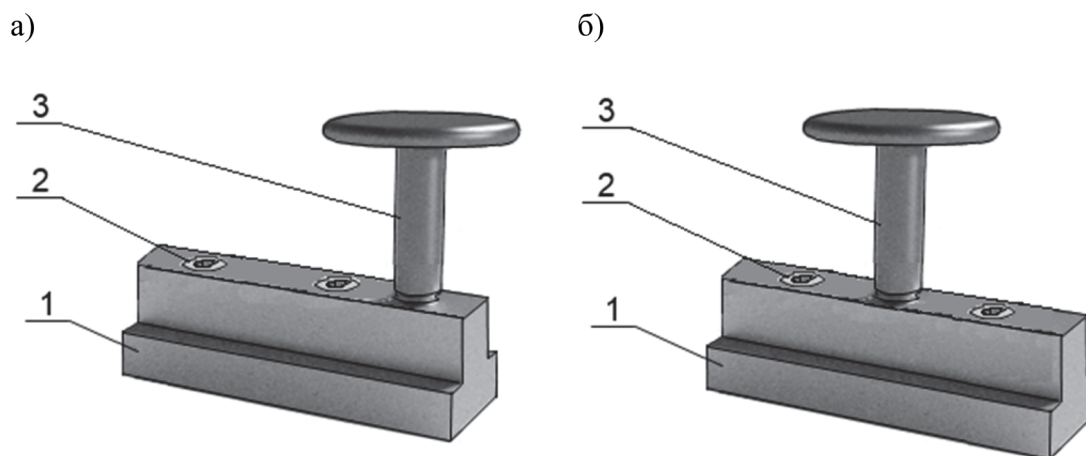


Рис. 2. Устройство для ориентации заготовок

Устройство для ориентации заготовок состоит из сухаря 1, винтов 2 и опоры 3, выполненной в виде пальца, устанавливаемого в коническое отверстие в сухаре. Сухарь 1 устанавливается в паз стола и закрепляется в пазу с помощью винтов 2.

На рис. 3 показана опора, конструктивно включающая в себя посадочный конус 1, тело 2 и опорный элемент с периферийной рабочей поверхностью 3.

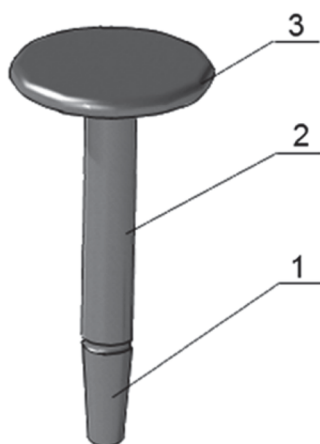


Рис. 3. Опора

С помощью комплекта из трех опор (рис. 4) обеспечивается базирование заготовки на столе станка. Установочной базой заготовка контактирует с поверхностью стола. Направляющая и опорная базы обеспечиваются с помощью установленных в пазы стола опор 5, 6 и 3.

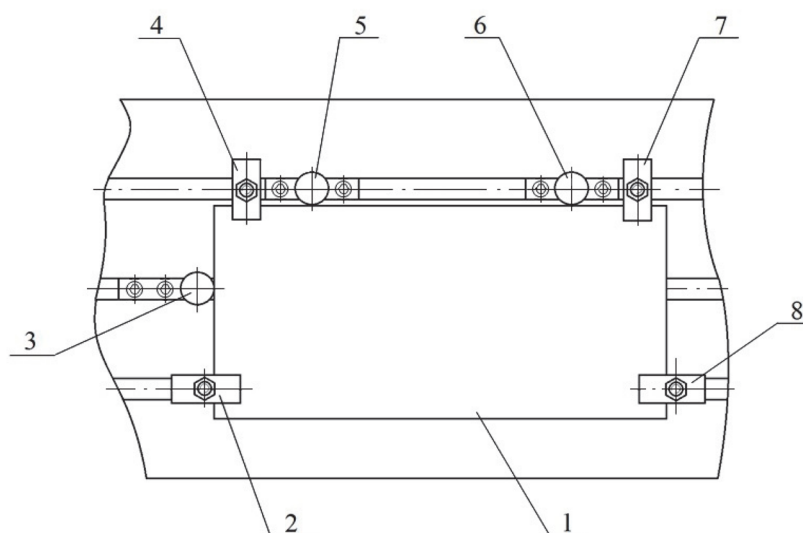


Рис. 4. Базирование заготовки на столе станка с помощью съемных опор:
1 – заготовка; 2, 4, 7, 8 – прихваты; 3, 5, 6 – съемные опоры

С помощью измерительной головки, закрепленной в шпинделе станка, выполняется установка рабочей системы координат. Привязка систем координат выполняется по эталонной детали единой и в дальнейшем для обработки партии заготовок уже не требуется.

Благодаря этому применение указанного устройства позволяет сократить оперативное время операции и тем самым повысить производительность обработки.

В данной статье предложено устройство, применение которого позволяет повысить производительность обработки на станках с ЧПУ за счет исключения необходимости привязки системы координат заготовки к системе координат станка. Устройство рекомендовано к применению в технологическом процессе ПАО «КнААЗ им. Ю. А. Гагарина» при обработке протяженных габаритных заготовок в форме плит.

ЛИТЕРАТУРА

1. Шишмарев, В. Ю. Автоматизация производственных процессов в машиностроении: учеб. для студентов вузов / В. Ю. Шишмарев. – М.: Издательский центр «Академия», 2007. – 368 с.
2. Устройство для обжима конца трубы / Б. Н. Марьин, Е. Б. Щелкунов, Д. Г. Колыхалов [и др.] // Ученые записки Комсомольского-на-Амуре гос. техн. ун-та. Науки о природе и технике. – 2013. – № IV-2(16). – С. 4-7.
3. Универсальный инструмент для обработки отверстий под высокоресурсные болтовые соединения в самолетостроении / Б. Н. Марьин [и др.] // Ученые записки Комсомольского-на-Амуре гос. техн. ун-та. Науки о природе и технике. – 2014. – № I-1(17). – С. 10-12.
4. Современные технологии агрегатно-сборочного производства самолетов / А. И. Пекарш, Ю. М. Тарасов, Г. А. Кривов [и др.]. – М.: Аграф-пресс, 2006. – 304 с.



Марьин Б. Н., Феоктистов С. И., Колыхалов Д. Г., Куриный В. В., Иванов И. Н.
B. N. Maryin, S. I. Feoktistov, D. G. Kolykhalov, V. V. Kuriny, I. N. Ivanov

**ИССЛЕДОВАНИЕ СОВМЕЩЕННЫХ ПРОЦЕССОВ ПРИ ИЗГОТОВЛЕНИИ
ДЕТАЛЕЙ ЛЕТАТЕЛЬНЫХ АППАРАТОВ**

THE COMBINED PROCESSES STUDY FOR MANUFACTURING AIRCRAFT PARTS

Марьин Борис Николаевич – доктор технических наук, профессор кафедры «Машиностроение и металлургия» Комсомольского-на-Амуре государственного технического университета (Россия, Комсомольск-на-Амуре); +7(914)177-87-55. E-mail: mariynsb@mail.ru.

Mr. Boris N. Maryin – Dr. of Engineering, Professor, Department of Mechanical Engineering and Metallurgy, Komsomolsk-on-Amur State Technical University (Russia, Komsomolsk-on-Amur); +7(914)177-87-55. E-mail: maryinsb@knastu.ru.

Феоктистов Сергей Иванович – доктор технических наук, профессор, декан самолетостроительного факультета Комсомольского-на-Амуре государственного технического университета (Россия, Комсомольск-на-Амуре); +7(4217)24-11-90. E-mail: ssf@knastu.ru.

Mr. Sergei I. Feoktistov – Dr. of Engineering, Professor, Dean of the Department of Aviation Technology, Komsomolsk-on-Amur State Technical University (Russia, Komsomolsk-on-Amur); +7(4217)24-11-90. E-mail: ssf@knastu.ru.

Колыхалов Дмитрий Геннадьевич – кандидат технических наук, заведующий кафедрой систем автоматизированного проектирования Комсомольского-на-Амуре государственного технического университета (Россия, Комсомольск-на-Амуре); +7(962)286-89-66. E-mail: dgk.knastu@mail.ru.

Mr. Dmitry G. Kolykhalov – PhD in Engineering, Assistant Professor, Head of the Computer Aided Design Department, Komsomolsk-on-Amur State Technical University (Russia, Komsomolsk-on-Amur); +7(962)286-89-66. E-mail: dgk.knastu@mail.ru.

Куриный Владислав Викторович – кандидат технических наук, доцент кафедры «Машиностроение и металлургия» Комсомольского-на-Амуре государственного технического университета (Россия, Комсомольск-на-Амуре). E-mail: kmtlp@knastu.ru.

Mr. Vladislav V. Kuriny – PhD in Engineering, Associate Professor, Department of Mechanical Engineering and Metallurgy, Komsomolsk-on-Amur State Technical University (Russia, Komsomolsk-on-Amur). E-mail: kmtlp@knastu.ru

Иванов Илья Николаевич – аспирант кафедры «Прикладная математика и информатика» Комсомольского-на-Амуре государственного технического университета (Россия, Комсомольск-на-Амуре). E-mail: Ivanov_il@inbox.ru.

Mr. Ilya N. Ivanov – postgraduate student of the Applied Mathematics and Informatics department Komsomolsk-on-Amur State Technical University (Russia, Komsomolsk-on-Amur). E-mail: Ivanov_il@inbox.ru.

Аннотация. Работа посвящена исследованиям совмещенных процессов формообразования трубных заготовок различными средами в процессе гибки-раздачи, обжима-раздачи с одновременным применением термического воздействия. В работе рассмотрены процессы формообразования трубных заготовок на жестких пуансонах, при помощи эластосыпучих тел, рассмотрены особенности формообразования трубных заготовок при одновременной раздате-обжиме в жестком пуансоне при помощи эластосыпучих тел. Приведены результаты экспериментальных исследований раздачи-гибки трубных заготовок по рогообразному сердечнику. На основании проведенных экспериментов установлены основные особенности деформирования заготовок в совмещенном процессе. Приведен график распределения истинных деформаций в процессе растяжения и сжатия по сечениям рогообразного сердечника. Приведены рекомендации, позволяющие увеличить изгибающий момент и осуществить более качественное формообразование. Сделаны выводы о перспективности применения совмещенных процессов в авиа- и ракетостроении.

Summary. The article is devoted to research of the combined processes of forming tubular billets with various media in the process of bending-expanding, breaking-down -expanding while using thermal effects. The paper discusses the processes of forming tubular billets of hard punches, using elastic-granular materials, the peculiarities of forming tubular billets, while the breaking-down -expanding of crimp in a hard punch using elastic-granular bodies. The article presents experimental studies of the bending-expanding of tubular billets in horn-shaped blanks. The authors established the main features of billet distorting in the combined process. The article shows a diagram of the true distorting distribution in the process of stretching and compression in the horn-shaped blanks. The recommendations allow increasing the bending moment and realizing better shaping. The authors make conclusions about the prospects of the application of combined processes in air and rocket.

Ключевые слова: совмещенные процессы, трубные заготовки, обжим, раздача, гибка, термическое воздействие.

Key words: combined processes, tubular billets, breaking-down, expanding, bending, thermal effect.

УДК 621.7.04

Одной из основных проблем современного машиностроения является технологическая подготовка и переподготовка производства к выпуску новой продукции. Этап технологической подготовки производства связан с большой трудоемкостью, необходимостью оценки возможности производства отдельных высокотехнологичных изделий на имеющемся оборудовании, оценкой технологичности конструкции.

Эти и другие вопросы особенно остро стоят при создании авиационной и ракетно-космической техники, где требования к точности изготовления и минимальным весовым показателям самые высокие в машиностроении.

Одной из важнейших проблем в авиа- и ракетостроении является изготовление конструкций с повышенным ресурсом, отличающихся большим уровнем безотказности и живучести. Особое внимание в этой проблеме отводится повышению эффективности использования процессов листовой штамповки, различными методами которой изготавливается до 75 % деталей планера самолета.

На ранних этапах подготовки производства сложно предсказать поведение материала под действием высоких нагрузок, например, оценить возможности достижения предельных деформаций при формообразовании трубных заготовок. Поэтому необходимо предельно осторожно подходить к выбору тех или иных технологических операций по обработке исходных заготовок. Этот процесс требует проведения большого объема дополнительных научно-исследовательских и опытно-экспериментальных работ, на основе которых можно выработать рекомендации по повышению эффективности предлагаемых технологических процессов.

Формообразование трубных заготовок происходит на жестких штампах, а также с использованием эластичных и эластосыпучих сред. Данные способы формообразования имеют целый ряд недостатков, к которым можно отнести большие усилия, развиваемые на прессах, низкие степени формоизменения. В связи с этим большой интерес представляют технологические процессы формообразования трубных заготовок посредством совмещенных операций.

Совмещённые операции – это одновременное осуществление двух и более операций. Все технологии, осуществляемые с применением термовоздействия, являются совмещёнными, т.к. одновременно происходит деформирование заготовки, её нагрев, охлаждение или дифференцированное термовоздействие.

Также к совмещенным процессам можно отнести процесс раздачи-обжима трубной заготовки, т.к. одновременно осуществляется раздача концов трубы по жёстким пуансонам и обжим её средней зоны эластосыпучей рабочей средой. Такая схема воздействия находит всё

большее применение в технологии формообразования деталей самых разнообразных конструктивно-геометрических форм, где используются универсальные формообразующие элементы штамповой оснастки. При этом в качестве рабочего тела, деформирующего заготовку, могут быть применены новые эластосыпучие среды.

На сегодняшний день штамповка деталей эластосыпучими средами является одним из распространенных и развивающихся видов обработки давлением. Данный вид формообразования приводит к снижению материалоемкости, рациональному использованию оснастки и заготовок, снижению трудоемкости. В последние годы значительно возросло число публикаций и патентов, посвященных использованию данных методов.

Использование в процессе формообразования эластосыпучих сред позволяет достичь более равномерного распределения давления по всему объему, значительно снизить усилие, затрачиваемое на деформирование трубной заготовки, за счет смещения гранул относительно друг друга, значительно увеличить зону внедрения заготовки в эластосыпучую среду, снизить номенклатуру эластичной оснастки, снизить затраты на ее изготовление, поскольку эластосыпучие среды способны принимать любой объем.

На рис. 1 приведён пример раздачи-обжима трубной заготовки с применением эластосыпучих сред.

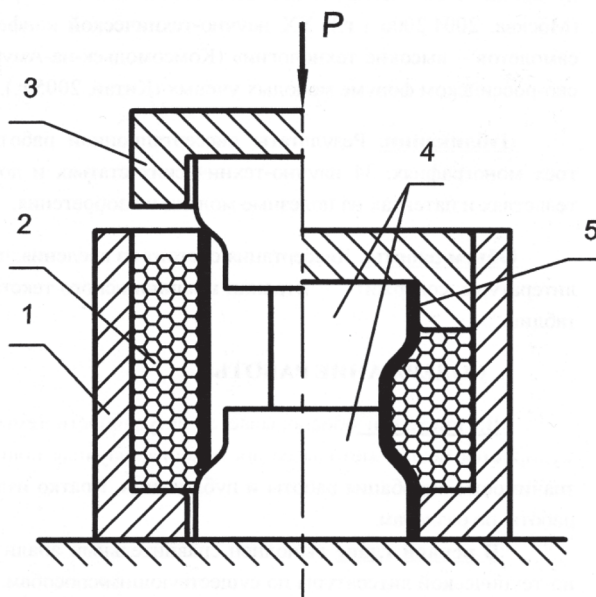


Рис. 1. Совмещённый процесс раздачи-обжима трубной заготовки:
 1 – обойма; 2 – рабочая среда; 3 – нажимной пуансон;
 4 – разъемная матрица; 5 – готовая деталь

На рис. 2 изображён процесс изготовления крутоизогнутых патрубков, который является совмещённым, т.к. одновременно происходит раздача-гибка, дифференцированный нагрев зоны деформирования и охлаждение недеформированной зоны трубы. Из всех существующих способов заводского изготовления крутоизогнутых патрубков наиболее экономичным и производительным является способ раздачи-гибки по рогаобразному сердечнику.

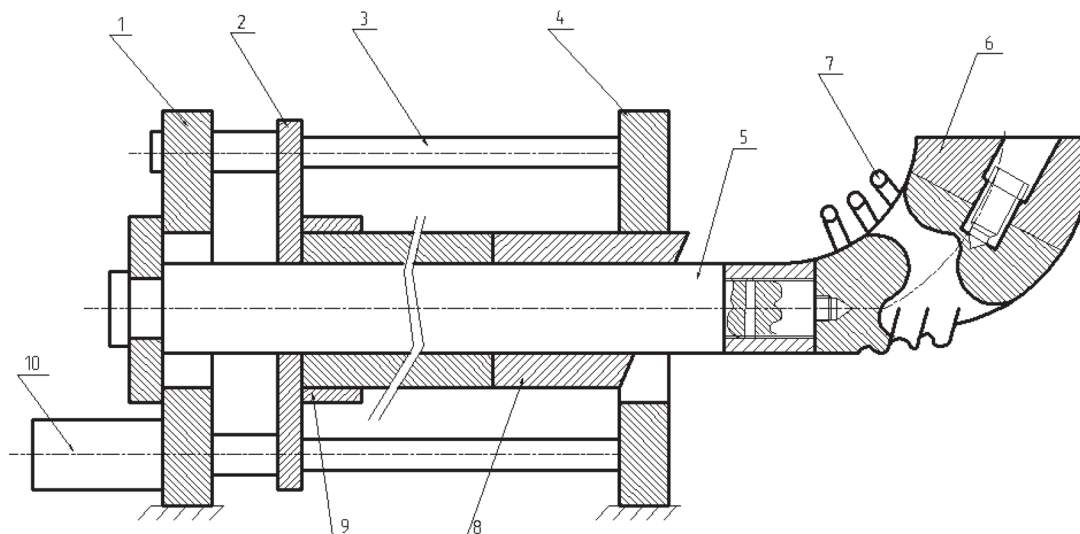


Рис. 2. Совмещённый процесс раздачи-гибки крутоизогнутых патрубков с дифференцированным нагревом

Особенностью процесса, выгодно отличающей его от других известных способов изготовления крутоизогнутых патрубков, является то, что при проталкивании трубной заготовки по сердечнику происходит ее эксцентричная раздача по диаметру, совмещенная с изгибом, в результате чего толщина стенки по выпуклой и вогнутой образующим крутоизогнутого патрубка остается неизменной, равной толщине стенки исходной трубной заготовки.

Необходимо отметить и то, что данный способ является простым в освоении, не требует большого количества оснастки и сложного специального прессового оборудования. Устройство содержит неподвижные траверсы 1, 4, подвижную траверсу 2, которая перемещается по направляющим 3, жестко закреплённую штангу 5, на свободном конце которой установлен сборно-разъёмный рогообразный сердечник 6, со стороны вогнутой поверхности которого установлен индуктор 7. На штангу периодически надевают заготовки 8 с последующим проталкиванием их по рогообразному сердечнику посредством гидроцилиндра 10. На подвижной траверсе установлена съёмная цилиндрическая втулка 9, предотвращающая потерю устойчивости стенки трубы со стороны заднего торца последней трубной заготовки. Передний торец передней трубной заготовки обрезан под углом и устанавливается острым углом со стороны вогнутой поверхности рогообразного сердечника. Данное техническое решение позволяет предотвратить разрушение переднего торца передней трубной заготовки, т.к. «опасная зона» перемещается с торца внутрь трубной заготовки, где вступает в силу закон неразрывности.

Экспериментально оценивались трубные заготовки из алюминиевого сплава АМг2М с целью выявления предельных возможностей процесса раздачи-гибки по рогообразному сердечнику. Для того чтобы не допустить образование дефектов, необходимо выравнивать напряженно-деформированное состояние (НДС) трубной заготовки (ТЗ) при раздаче-гибке, что позволило бы в значительной степени расширить технологические возможности операции.

Выравниванию НДС в материале ТЗ способствуют следующие мероприятия:

- уменьшение контактного трения между материалом заготовки и оснасткой;
- совершенствование конструкции контактных поверхностей пуансонов;
- выбор режимов нагрева и смазки;
- выбор рациональной формы заготовки и предварительная ее обработка.

Толщина стенки трубы из материала АМг2М была взята равной 1 мм, диаметр сердечника 42 мм. Схема процесса показана на рис. 3, искажение сетки в результате деформации показано на рис. 4. В табл. 1, 2 и 3 сведены данные замеров и вычислений.

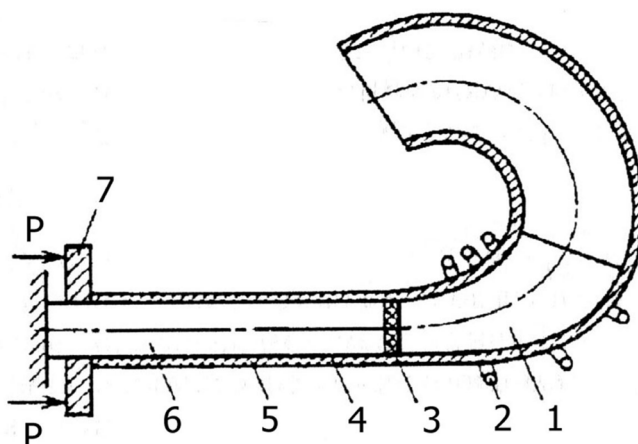


Рис. 3. Схема раздаче-гибки трубной заготовки по рогообразному сердечнику:
 1 – рогообразный сердечник; 2 – индуктор; 3 – прокладка;
 4, 5 – трубные заготовки; 6 – штанга; 7 – траверса

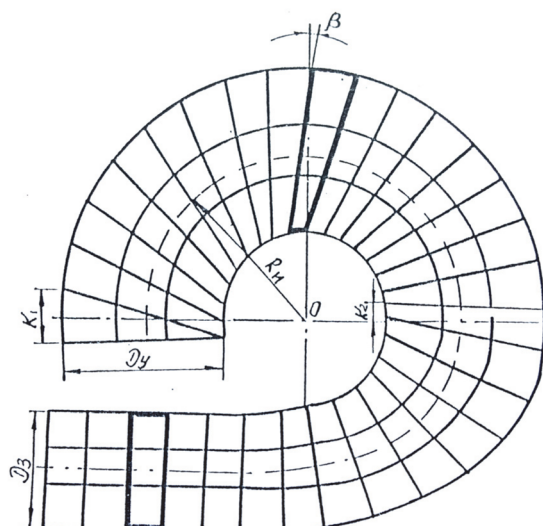


Рис. 4. Деформация сетки при раздаче-гибке по рогообразному сердечнику

Таблица 1

Образец	Поверхность сердечника	Заготовка 42×1 мм			Переходной участок			Крутоизогнутый патрубков		
		a_1	b_1	S_1	a_1	b_1	S_1	a_1	b_1	S_1
I	Вогнутая	11	11	121	19,8	6	119	27	4,5	121
	Средняя	11	11	154	15	8,2	123	16	7,5	121
	Выпуклая	11	11	121	11	11	121	11,1	11	122
II	Вогнутая	11	11	121	20	6	120	27,1	4,4	120
	Средняя	11	11	121	15,3	7,9	122	16	7,5	121
	Выпуклая	11	11	121	11	11	121	11	11	121
III	Вогнутая	11	11	121	19,8	6,1	121	17,4	4,4	122
	Средняя	11	11	121	15,1	7,9	120	16,1	7,4	120
	Выпуклая	11	11	121	11	11	121	11	11,1	122

Таблица 2

Образец	Поверхность сердечника	Заготовка 42×1 мм			Переходной участок			Крутоизогнутый патрубок		
		a_1	b_1	S_1	a_1	b_1	S_1	a_1	b_1	S_1
I	Вогнутая	11	11	121	21,1	5,7	120	32	3,8	123
	Средняя	11	11	121	17	7,2	122	18	6,7	121
	Выпуклая	11	11	121	11,1	11	122	11,2	10,9	122
II	Вогнутая	11	11	121	19,8	6	119	27,1	4,5	121
	Средняя	11	11	121	15	8,2	123	16	7,5	121
	Выпуклая	11	11	121	11	11	121	11,1	11	122
III	Вогнутая	11	11	121	18	6,6	120	23	5,2	121
	Средняя	11	11	121	13	9,3	121	14	8,7	122
	Выпуклая	11	11	121	11	11	121	11	11	121

Таблица 3

Поворот по сечению, °	$R_H = 0,5D_y$			$R_H = 1,5D_y$			$R_H = 0,5D_y$		
	$-\varepsilon_1 = \varepsilon_3$	$\delta_1, \%$	$\delta_3, \%$	$-\varepsilon_1 = \varepsilon_3$	$\delta_1, \%$	$\delta_3, \%$	$-\varepsilon_1 = \varepsilon_3$	$\delta_1, \%$	$\delta_3, \%$
0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
45	0,07	3	4	0,04	2	2	0,02	1	1
90	0,31	29	34	0,29	19	31	0,12	16	28
135	0,82	61	110	0,44	37	67	0,31	26	46
180	1,07	81	180	0,71	51	120	0,42	31	73

На основании проведенных экспериментов установлены следующие данные:

1) Ячейки квадратной формы после деформации ТЗ имеют следующие формы по зонам: на вогнутой части – близкую к прямоугольникам, которые вытянуты по окружному направлению и укорочены в направлении протяжки ТЗ; в промежуточных местах ячейки имеют форму трапеции и также вытянуты по окружному и укорочены по осевому направлению. Линейные и угловые размеры ячеек изменяются с увеличивающейся интенсивностью при переходе от выпуклой поверхности к вогнутой.

2) Параллельные линии до деформации, являющиеся образующими ТЗ, становятся дугообразными, после деформации – эквидистантными образующим патрубка.

3) На выпуклой стороне патрубка размер сетки в продольном направлении практически не изменяется. В связи с этим можно принять тезис о том, что нейтральная линия при раздаче располагается на выпуклой стороне крутоизогнутого патрубка. Площади ячеек изменяются в диапазоне от +1 до -2 %.

4) Окружные линии, параллельные до деформации, после деформации не искривляются, но поворачиваются на некоторый угол. Этот угол не повторяет направление кривизны патрубка. Таким образом, в процессе гибки-раздачи происходит поворот сечений на некоторый угол.

Распределение истинных деформаций при растяжении и сжатии по сечениям сердечника приведено на диаграмме (рис. 5).

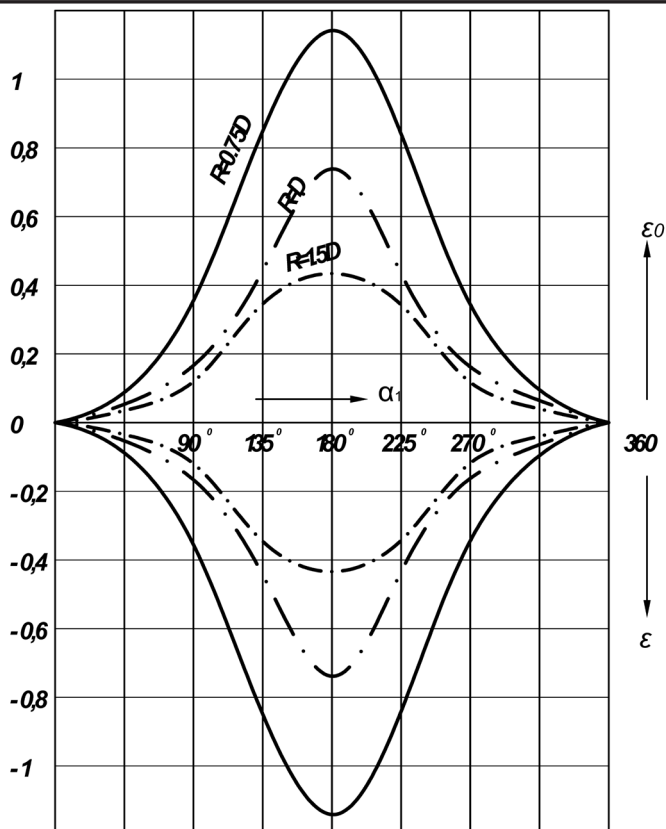


Рис. 5. Распределение истинных деформаций в зависимости от угла и радиуса изгиба

В результате экспериментов было установлено, что при $R_{и} = 0,75D_{н}$ угол поворота составляет 15° , при $R_{и} = D_{н}$ угол составляет 11° , при $R_{и} = 1,5D_{н}$ угол составляет 7° , а при $R_{и} = 2D_{н}$ угол составляет 4° .

Вследствие этого на торце патрубка появляется козырек, определяемый величиной k_1 , а задний конец отстает на величину k_2 (см. рис. 4). Появление козырька приводит к отходу труб при $R_{и} = 0,75D_{н}$ на 18...20 %, при $R_{и} = D_{н}$ – на 13...15 %. Сам козырек возникает из-за силы трения, возникающей на вогнутой стороне сердечника, которая превышает силы трения на внешней стороне в несколько раз. В связи с этим на вогнутой стороне волокна металла смещаются против движения ТЗ. При формовке были получены данные о том, что отход из-за козырька составляет 10...15 % при $R_{и} = 0,75D_{н}$, при $R_{и} = D_{н}$ он составляет 5...10 %.

Следовательно, для получения качественного патрубка с целью предотвратить разрушение ТЗ по торцу, добиться радиусагиба, равного половине диаметра патрубка, сократить расходы на 5...10 % необходимо осуществлять процесс одновременной гибки с раздачей, насаживая заготовку острым углом по вогнутой стороне сердечника.

В последней трубной заготовке торец был обрезан под углом, но острый угол протягивался по выпуклой стороне сердечника. Это позволило увеличить изгибающий момент и осуществить более качественное формообразование, что было подтверждено делительной сеткой патрубка. Правильность расчетов была подтверждена замерами сетки, которые показали, что распределение фактических деформаций близко к распределению, полученному расчетными методами.

На рис. 6, а представлены трубные детали, полученные при проведении совмещенных процессов раздачи-гибки, раздачи-обжима, отбортовки с использованием эластосыпучих тел с одновременным термовоздействием. На рис. 6, б представлены пуансоны для изготовления трубных деталей.

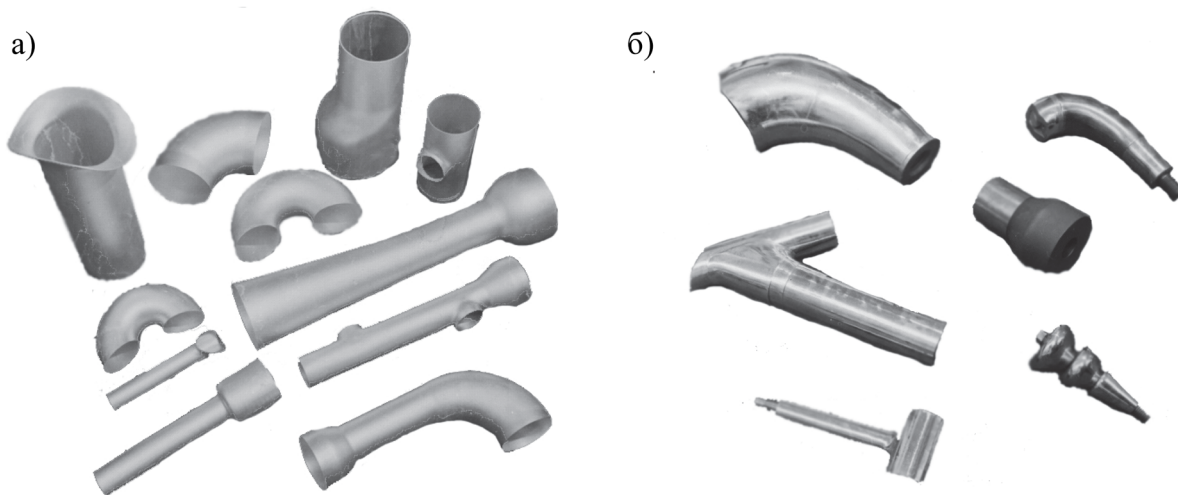


Рис. 6. Детали из трубных заготовок (а) и пуансоны для их изготовления (б)

Данные детали были выполнены в результате экспериментального подбора режимов нагружения, смазки, термического воздействия. Результаты экспериментов показали, что реальные значения деформаций в окружном направлении незначительно превышали расчетные, что позволило сделать вывод о правильности схем формовки, смазки, нагрева трубных заготовок. На основе проведенных экспериментов были разработаны рекомендации по использованию совмещенных технологических процессов при производстве авиационной и ракетно-космической техники.

ЛИТЕРАТУРА

1. Хейн Вин Зо Изготовление трубных конструкций высокой надежности для летательных аппаратов / Хейн Вин Зо, С. Б. Марьин, Д. Г. Колыхалов // Авиационная промышленность. – 2015. – № 3. – С. 31-34.
2. Хейн Вин Зо Анализ процессов и интенсификация изготовления деталей летательных аппаратов методом обжима и раздачи трубных заготовок / Хейн Вин Зо // Ученые записки Комсомольского-на-Амуре гос. техн. ун-та. Науки о природе и технике. – 2015. – № II-1(22). – С. 13-19.
3. Интенсификация процесса раздачи трубных заготовок из титановых сплавов воздействием импульсного электрического тока / Б. Н. Марьин, Е. А. Макарова, О. В. Попов [и др.] // Действие электромагнитных полей на пластичность и прочность материалов: материалы 4-й Междунар. конф., Воронеж. – Воронеж: ФГБОУ ВО «ВГТУ», 1996. – С. 136-137.
4. Марьин, Б. Н. Интенсификация формообразования деталей из трубчатых заготовок / Б. Н. Марьин, Ю. Л. Иванов, В. М. Сапожников; под ред. Б. Н. Марьина. – М.: Машиностроение, 1996. – 176 с.
5. Пат. 82432 Российская Федерация, МКИ U1 B21D 9/15. Универсальная эластичная матрица для штамповки листовых заготовок с нагревом / Марьин С. Б.; опубл. 27.04. 09. Бюл. № 12.



Верещагин В. Ю., Верещагина А. С., Кравченко Е. Г.
V. Yu. Vereshchagin, A. S. Vereshchagina, E. G. Kravchenko

ТЕХНОЛОГИИ ДИАГНОСТИКИ СОСТОЯНИЯ РЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА НА СТАНКАХ С ЧИСЛОВЫМ ПРОГРАММНЫМ УПРАВЛЕНИЕМ

DIAGNOSTICS TECHNOLOGIES OF CUTTING TOOLS WITH CNC EQUIPMENT

Верещагин Владислав Юрьевич – студент кафедры «Технология машиностроения» Комсомольского-на-Амуре государственного технического университета (Россия, Комсомольск-на-Амуре). E-mail: Klirickv@gmail.com.

Mr. Vladislav Y. Vereshchagin – a student of Mechanical Engineering Department, Komsomolsk-on-Amur State Technical University (Russia, Komsomolsk-on-Amur). E-mail: Klirickv@gmail.com.

Верещагина Александра Сергеевна – кандидат технических наук, доцент кафедры «Технология машиностроения» Комсомольского-на-Амуре государственного технического университета (Россия, Комсомольск-на-Амуре). E-mail: osa321@gmail.com.

Ms. Alexandra S. Vereshchagina – PhD in Engineering, Assistant Professor, Mechanical Engineering Department, Komsomolsk-on-Amur State Technical University (Russia, Komsomolsk-on-Amur). E-mail: osa321@gmail.com.

Кравченко Елена Геннадьевна – кандидат технических наук, доцент кафедры «Технология машиностроения» Комсомольского-на-Амуре государственного технического университета (Россия, Комсомольск-на-Амуре). E-mail: ek74@list.ru.

Ms. Elena G. Kravchenko – PhD in Engineering, Assistant Professor, Mechanical Engineering Department, Komsomolsk-on-Amur State Technical University (Russia, Komsomolsk-on-Amur). E-mail: ek74@list.ru.

Аннотация. Производительность современных автоматизированных станочных систем во многом зависит от состояния режущего инструмента. Фрезерование поверхностей является одной из наиболее сложных технологических операций при обработке металлов резанием. Отсутствие эффективных средств оперативной оценки износа фрезы вызывает ее поломку или снижение точности обработки, что приводит к браку и потере рабочего времени. В статье приведен обзор существующих методов диагностики состояния режущего инструмента.

Summary. Productivity of modern machine tools depends mostly on the cutting tool condition. One of the most complicated manufacturing process in metal cutting is a surface milling. The lack of effective tools for rapid assessment of cutter wear causes its damage or reduction in working accuracy, and leads to faulty production and the loss of working time. The article provides the overview of existing methods of the cutting tool diagnostics.

Ключевые слова: контроль износа режущего инструмента, диагностика состояния режущего инструмента, прямые методы, косвенные методы, виброакустические измерения, силовые измерения, виброакустическая эмиссия.

Keywords: cutting tool wear monitoring, diagnostics of the cutting tool, direct methods, indirect methods, vibro-acoustic measurement, power measurement, vibro-acoustic emission.

УДК 621.9.02

В настоящее время актуальным становится вопрос о совершенствовании технологий диагностики состояния режущего инструмента на станках с ЧПУ.

По данным компании «Технология» [1] у большинства металлорежущих инструментов нарушения работоспособности при выполнении различных технологических операций

составляют сколы, отделение режущей части, поломки, выкрашивание и износ (рис. 1). При этом затраты времени на обнаружение и удаление вышедших из строя металлорежущих инструментов составляют около 10 % от времени работы металлорежущих систем.

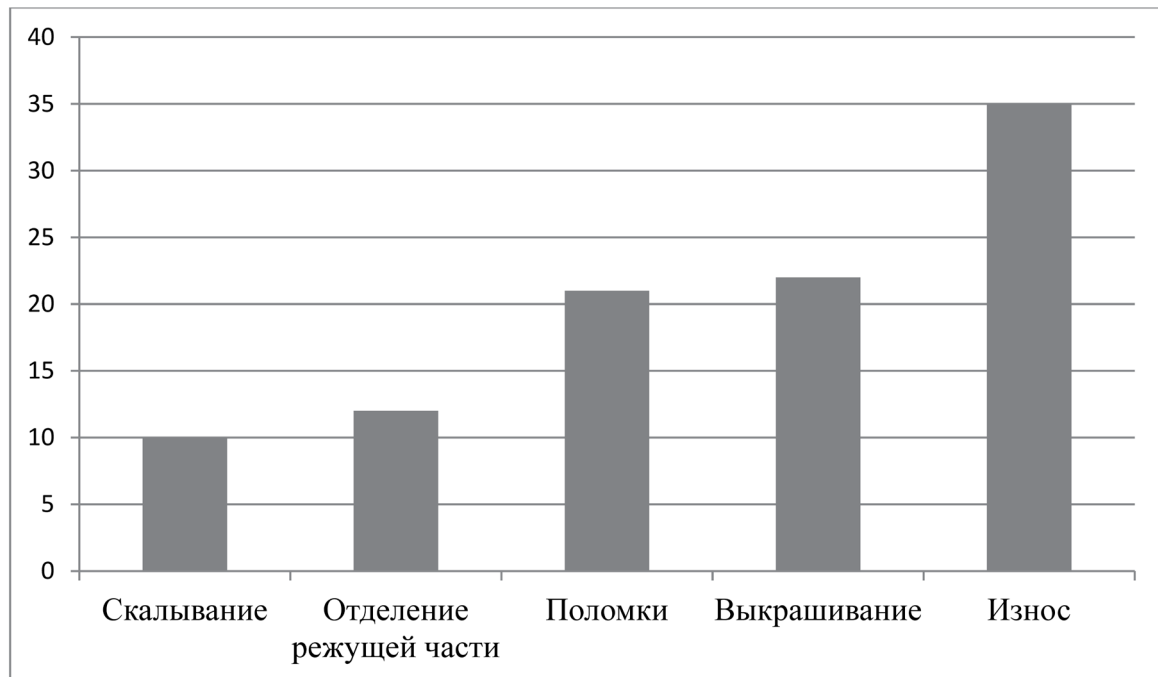


Рис. 1. Причины нарушения работоспособности инструмента

Таким образом, диагностирование износа режущего инструмента имеет большое значение для повышения надежности автоматизированного оборудования, а в частности – станков с ЧПУ.

В настоящее время существуют прямые и косвенные методы диагностики состояния режущего инструмента на станках с ЧПУ, объектами контроля которых служат режущий инструмент, обрабатываемая деталь, виды стружки, физико-механические параметры процесса резания. Контролируемыми параметрами являются износ инструмента, вибрации и температура в зоне резания, шероховатость обработанной поверхности, силы и мощность резания, ЭДС в зоне резания.

К прямым методам диагностики состояния инструмента относят:

- электромеханический;
- оптический;
- радиоактивный;
- пневматический;
- ультразвуковой.

К косвенным методам относят:

- измерение параметров заготовки (измерение габаритов, измерение шероховатости обработанной поверхности);
- измерение тепловых и электрических характеристик зоны резания (измерение температуры резания, измерение электрической проводимости контакта инструмент-деталь, измерение ЭДС резания);
- виброакустические измерения (измерение колебаний технологической системы, измерение амплитуд сигнала акустической эмиссии);
- силовые измерения (измерение составляющих силы резания, измерение крутящего момента, измерение мощности приводных электродвигателей).

Прямые методы измерения параметров износа состояния режущего инструмента применяются непосредственно на самом инструменте, зачастую уже после остановки станка с ЧПУ или после выполнения операции по обработки детали. Прямые методы не позволяют оценить внутренние напряжения и деформации в материале, а также прогнозировать выход режущего инструмента из строя, поэтому их нельзя считать полноценными методами диагностики состояния режущего инструмента.

Большое количество исследований посвящено диагностике режущего инструмента косвенными методами. В литературе рассмотрен метод диагностирования режущего инструмента [2] и прогнозирование его остаточной стойкости в реальном времени, основанное на измерении составляющих сил резания. В работе решается задача непрерывного мониторинга диагностического признака, в качестве которого выступают составляющие силы резания. Координатные оси, по которым раскладывается сила резания, привязаны к механизмам, с помощью которых преодолевается сопротивление резанию.

Модель диагностирования (рис. 2) отражает состав и последовательность действий, необходимых для правильного сбора и обработки информации с датчиков, и последующего использования ее для диагностики состояния режущего инструмента.



Рис. 2. Модель диагностирования и прогнозирования состояния режущего инструмента на станках с ЧПУ

На первом этапе происходит снятие измерительного сигнала из зоны резания с датчиков, косвенно характеризующих износ инструмента. На втором этапе происходит оцифровка и предварительная обработка измерительных сигналов. Измеренные данные подвергаются нормированию, усреднению и передаются в алгоритм диагностирования. На основании расчетов формируются управляющие сигналы, которые в дальнейшем подаются в систему ЧПУ.

Еще одним косвенным диагностическим признаком является уровень звука, генерируемого процессом резания, позволяющий прогнозировать момент замены режущего инструмента. В литературе рассмотрен виброакустический метод контроля состояния режущего ин-

струмента на станках с ЧПУ [3], который предполагает правильный выбор рабочего частотного диапазона, т.е. диапазона, где наиболее видна зависимость амплитуды сигнала от износа режущего лезвия. В теории сделать такой выбор достаточно проблематично, т.к. весь частотный диапазон ограничивается возможностями современных датчиков вибраций, неинтеллектуализированных в достаточной степени и не оснащенных средствами самоконтроля [4].

Для определения в звуковом диапазоне полосы частот, наиболее информативной для диагностики износа, авторами работы была проведена серия экспериментов на станках с ЧПУ (при этом применялся широкополосный пьезоакселерометр АВС-27, установленный на торцевой части резца), получены виброакустические амплитудно-частотные характеристики режима резания в среде Audio-T [3]. В эксперименте в широких пределах изменялась глубина резания t , подача S и число оборотов n , использовались заготовки из различных металлов с разными физико-механическими свойствами (сталь, латунь, дюралюминий).

Расчеты проводились с использованием эталонных значений, полученных ранее и сохраненных в базе данных. Сгенерированные алгоритмом диагностики сигналы поступают на выполнение в систему ЧПУ для управления исполнительными органами. Управляющими командами системы ЧПУ могут быть команда на подналадку станка, остановку, смену инструмента, команда на коррекцию режимов обработки.

Также еще одна система диагностики режущего инструмента была создана в инженеринговом центре МГТУ «СТАНКИН» [5]. Система построена на основе вертикально-фрезерного станка с ЧПУ, оснащенного фрезерным динамометром и вибродатчиками (рис. 3).

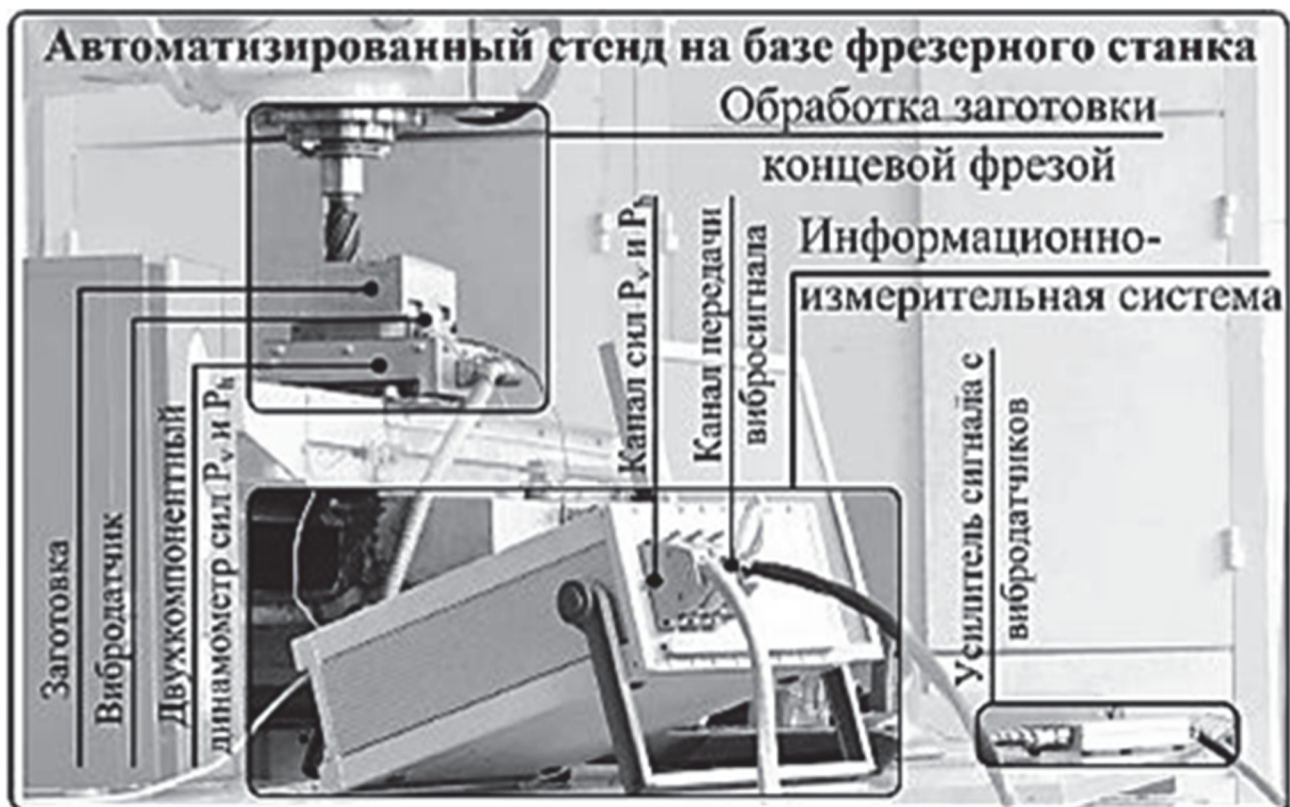


Рис. 3. Схема автоматизированного стенда, построенного на базе фрезерного трехкоординатного станка с ЧПУ

Предложенная схема автоматизированного стенда содержит следующие компоненты:
– исполнительную систему (фрезерный трехкоординатный станок с ЧПУ). Служит для обработки материалов резанием по заданным режимам;

- систему адаптивного управления по силе резания и уровню вибрации для регистрации составляющих силы резания, виброускорения и формирования управляющего сигнала;
- систему износа инструмента, которая предназначена для получения и анализа трехмерного изображения инструмента и оценки его износа в режиме «off-line»;
- систему согласования сигналов;
- систему сбора и передачи измерительной информации;
- систему хранения и отображения измерительной информации;
- систему обработки измерительной информации;
- систему связи и передачи данных, предназначенную для обеспечения связи между системами.

Можно сделать вывод о том, что в современных системах диагностирования режущего инструмента применяются информационные системы, включающие:

- систему сбора данных (различные виды датчиков: виброакустические, силовые, тепловые);
- устройство оцифровки данных;
- алгоритмы диагностики;
- базы данных с эталонными значениями измерительной информации;
- систему обратной связи со станком с ЧПУ, которая позволяет в автономном режиме управлять процессами резания и вносить корректировки, если потребуется.

Управление информационной системой диагностирования режущего инструмента в целом происходит под контролем ЭВМ. Также хотелось отметить, что диагностировать состояние режущего инструмента на станках с ЧПУ целесообразно не каждым методом отдельно, а использовать их синтез, например, одновременно использовать виброакустические и силовые методы контроля. Это повысит их точность и поможет более эффективно прогнозировать состояние режущего инструмента в процессе обработки.

ЛИТЕРАТУРА

1. Компания «Технология»: [Электронный ресурс]. URL: http://tehnologia.ru/documentation/cutting_of_metals/7.html (Дата обращения 26.12.2015).
2. Григорьев, А. С. Диагностирование резцов и прогнозирование их остаточной стойкости в реальном времени обработки на основе создания инструментария системы ЧПУ: автореф. дис. ... канд. тех. наук. – М., 2012. – 17 С.
3. Добровинский, И. Р. К вопросу контроля состояния режущей кромки резца виброакустическим методом / И. Р. Добровинский, Ю. Т. Медведик, М. Ю. Медведик // Известия высших учебных заведений. Поволжский регион. Технические науки. – 2014. – № 3(31). – С. 102-116.
4. Шаблицкий, А. Ю. Метрологический самоконтроль в интеллектуальном акустическом пьезоэлектрическом датчике / А. Ю. Шаблицкий, В. К. Доля // Известия высших учебных заведений. Поволжский регион. Технические науки. – 2012. – № 3(23). – С. 36-45.
5. Измерение износа резца виброакустическим методом и моделирование напряженности акустического поля внутри режущего инструмента / И. Р. Добровинский [и др.] // Известия высших учебных заведений. Поволжский регион. Технические науки. – 2013. – № 2(26). – С. 59-70.
6. Порватов, А. Н. Аппаратно-программный комплекс для диагностирования состояния и повышения эксплуатационной надежности технологическим систем / А. Н. Порватов, А. А. Туманов // Вестник МГТУ «Станкин». – 2013. – №1(24). – С. 89-91.

МЕТАЛЛУРГИЯ И МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ
METALLURGY AND MATERIALS

Макиенко В. М., Соколов П. В., Перваков Д. Г., Романов И. О.
V. M. Makienko, P. V. Sokolov, D. G. Pervakov, I. O. Romanov

**РАЗРАБОТКА НАПЛАВОЧНОЙ ПОРОШКОВОЙ ПРОВОЛОКИ
ИЛЬМЕНИТО-КАРБОНАТНО-ФЛЮОРИТНОГО ТИПА**

**DEVELOPMENT ON THE SURFACING FLUX-CORED WIRE
OF ILMENITE-CARBONATE-FLUORITE TYPE**

Макиенко Виктор Михайлович – доктор технических наук, профессор, заведующий кафедрой «Подвижной состав железных дорог» Дальневосточного государственного университета путей сообщения (Россия, Хабаровск). E-mail: mvm_tm@festu.khv.ru.

Mr. Viktor M. Makienko – Doctor of Engineering, Professor, Head of the Rolling Stock Department, Far Eastern State Transport University (Russia, Khabarovsk). E-mail: mvm_tm@festu.khv.ru.

Соколов Павел Валерьевич – ведущий инженер института дополнительного образования Дальневосточного государственного университета путей сообщения (Россия, Хабаровск); Россия, 680021, г. Хабаровск, Серышева, 47; 8(4212) 61-70-32. E-mail: 617032@gmail.com.

Mr. Pavel V. Sokolov – Leading engineer of the Institute of additional education, Far Eastern State Transport University (Russia, Khabarovsk); Russia, 680021, Khabarovsk, 47 Seryshev Str.; 8(4212) 61-70-32. E-mail: 617032@gmail.com.

Перваков Дмитрий Геннадьевич – аспирант кафедры «Подвижной состав железных дорог» Дальневосточного государственного университета путей сообщения (Россия, Хабаровск); Россия, 680021, г. Хабаровск, Серышева, 47; 8(4212) 407-653.

Mr. Dmitry G. Pervakov – postgraduate student of Rolling Stock Department, Far Eastern State Transport University (Russia, Khabarovsk); Russia, 680021, Khabarovsk, 47 Seryshev Str.; 8(4212) 407-653.

Романов Игорь Олегович – кандидат технических наук, доцент кафедры «Подвижной состав железных дорог» Дальневосточного государственного университета путей сообщения (Россия, Хабаровск); Россия, 680021, г. Хабаровск, Серышева 47; 8(4212) 407-653.

Mr. Igor O. Romanov – PhD in Engineering, Associate professor, the Rolling Stock Department, Far Eastern State Transport university (Russia, Khabarovsk); Russia, 680021, Khabarovsk, 47 Seryshev Str.; 8(4212) 407-653.

Аннотация. Приведены результаты экспериментальных исследований по созданию порошковой проволоки ильменито-карбонатно-флюоритного типа на основе минерального сырья Дальневосточного региона. Получены диаграммы, позволяющие выбирать состав шихты в зависимости от требуемых свойств наплавленного металла.

Summary. The article presents the experimental research of the surfacing flux-cored wire of ilmenite-carbonate-fluorite type based on minerals of the Far Eastern region. The authors obtained diagrams that allow choosing the composition of the charge stock depending on the desired properties of the metal deposit.

Ключевые слова: порошковая проволока; шлаковая система; шихта; минеральное сырьё.

Key words: flux-cored wire; cindery system; charge stock; minerals.

УДК 621.791.011

Введение

В настоящее время при создании сварочных материалов используют минеральное сырьё в виде концентратов, ферросплавов или порошков различных металлов. В то же время на горно-обогажительных комбинатах и золотодобывающих предприятиях накапливаются большие запасы отходов рудного сырья, содержащего оксиды элементов, пригодных для получения высококачественных сварочно-наплавочных материалов.

Целью данной работы является создание порошковой проволоки для износостойкой наплавки на основе ранее разработанной шлаковой системы ильменито-карбонатно-флюоритного типа [1; 2] из концентратов и отходов горнорудного производства Дальнего Востока. Проволока создавалась для наплавки деталей подвижного состава, обеспечивающей высокую твёрдость (НВ 450...500) [3].

Методика исследований

Исследования проводились по методике планирования экспериментов для многокомпонентных систем [4], по результатам которых строились математические модели и диаграммы влияния минерального сырья на механические и эксплуатационные свойства формируемых покрытий. Данная методика позволяет учитывать многофакторность системы и сократить объём экспериментальных исследований в 8...10 раз.

Результаты исследований и их обсуждение

Для проведения экспериментальных исследований была разработана схема оценки влияния входных параметров (основа шихты, графит, феррохром) на критерии работоспособности шлаковой системы (твёрдость, коэффициент износостойкости) при электродуговом процессе (см. рис. 1).

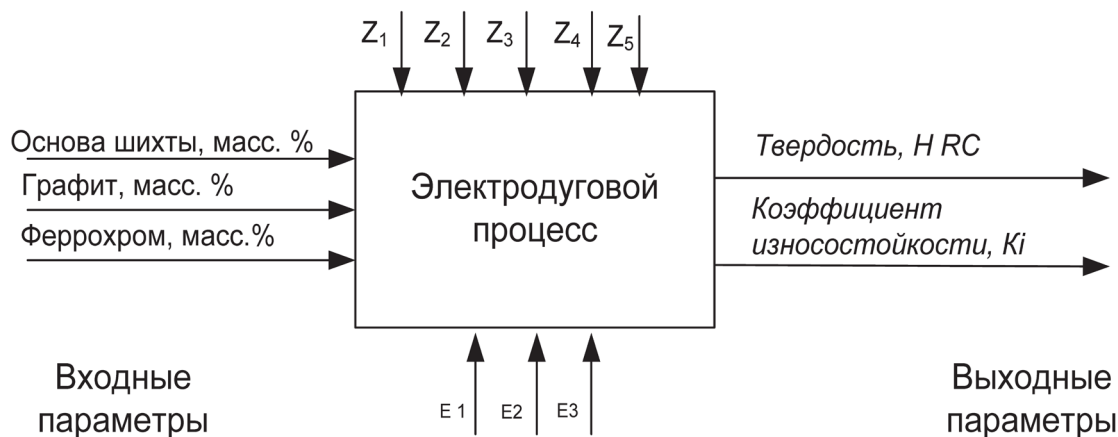


Рис. 1. Схема оценки влияния входных параметров на критерии работоспособности шлаковой системы при электродуговом процессе

Кроме того, было установлено, что на выбранные критерии данной системы существенное влияние оказывают сопутствующие параметры, значения которых представлены в табл. 1.

Таблица 1

Сопутствующие параметры эксперимента

Параметры	Условное обозначение	Размерность	Значения параметров
Режим проковки шихты	Z1	°С, (час)	300...350
Коэффициент заполнения	Z2	масс. %	25...30
Сила тока	Z3	А	250...300
Напряжение на дуге	Z4	В	26...28
Вылет электрода	Z5	мм	20...40
Внешняя характеристика источника питания	E1	-	Жёсткая
Конструкция порошковой проволоки	E2	-	Трубчатая
Марка стали ленты	E3	-	08пс

Макиенко В. М., Соколов П. В., Перваков Д. Г., Романов И. О.
РАЗРАБОТКА НАПЛАВОЧНОЙ ПОРОШКОВОЙ ПРОВОЛОКИ
ИЛЬМЕНИТО-КАРБОНАТНО-ФЛЮОРИТНОГО ТИПА

Исследования по созданию наплавочной порошковой проволоки выполнялись на основе ранее разработанной шлаковой системы (см. табл. 2).

Таблица 2

Состав шлаковой системы (основа шихты)

Назначение	Компонент шихты	Содержание, масс.%	Основные элементы	Месторождение
Шлакообразующие	Гранодиорит	8	SiO ₂ , Al ₂ O ₃	Корфовское, Хабаровский край
	Флюорит	5	CaF ₂	Ярославское, Приморский край
Газообразующие/ Стабилизирующие	Мрамор	37	CaCO ₃	Корфовское, Хабаровский край
Легирующие	Бадделеит	1	ZrO ₂	Алгаминское, Хабаровский край
	Датолитовый концентрат	4,5	B ₂ O ₃	Кавалеровское, Приморский край
Раскисляющие/ Легирующие	Ферромарганец	10	марка ФМн-0,5	-
	Ферросилиций	7	марка ФС-45	-
Шлакообразующие/ Стабилизирующие	Титаномагнетитовый шлик	27,5	FeTiO ₃	Фадеевский рудный узел, Приморский край

Данная шлаковая система обеспечивает высокое качество наплавленного металла и стабильное горение дуги, однако для получения требуемых свойств формируемых покрытий в шихту были добавлены графит и феррохром и проведены предварительные эксперименты в целях определения интервалов варьирования входных параметров. Результаты экспериментов приведены в табл. 3 – 5 и на рис. 2.

Таблица 3

Результаты исследований влияния феррохрома на твёрдость наплавленного металла

Основа шихты, %	90	80	70	60	50	40	30	20	10
Феррохром, %	10	20	30	40	50	60	70	80	90
Твёрдость НВ	143	143	207	241	255	260	265	269	265

Таблица 4

Результаты исследований влияния графита на твёрдость наплавленного металла

Основа шихты, %	90	80	70	60	50	40	30	20	10
Графит, %	10	20	30	40	50	60	70	80	90
Твёрдость НВ	153	210	302	415	445	512	443	415	417

Таблица 5

Результаты исследований совместного влияния графита с феррохромом (50/50) на твёрдость наплавленного металла

Основа шихты, %	90	80	70	60	50	40	30	20	10
Графит + феррохром (50/50), %	10	20	30	40	50	60	70	80	90
Твёрдость НВ	215	275	290	295	310	415	470	520	480

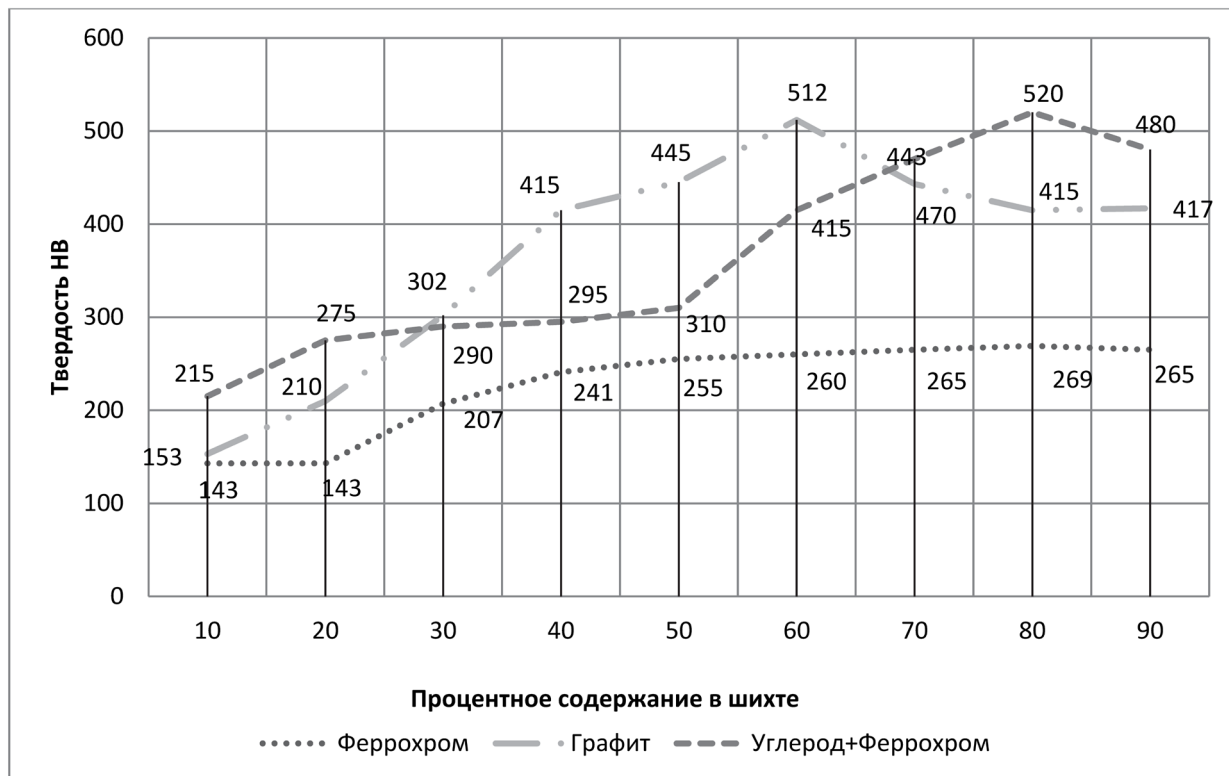


Рис. 2. Влияние соотношения массовых долей компонентов шихты на твёрдость наплавленного слоя

В результате предварительных экспериментов были установлены интервалы варьирования компонентов шихты порошковой проволоки (см. табл. 6).

Таблица 6

Интервалы варьирования компонентов шихты порошковой проволоки

Факторы	Условное обозначение	Нижний уровень (0)	Верхний уровень (100)
Основа шихты, масс.%	X_1	20	40
Графит, масс.%	X_2	30	50
Феррохром, масс.%	X_3	30	50

Далее на основе полученных данных была составлена матрица (см. табл. 7) и проведён плановый эксперимент.

Для установления функциональных зависимостей системы «состав покрытия – свойства наплавленного металла», нахождения её наиболее рациональных областей и принятия базового состава шихты порошковой проволоки использовался симплекс-решётчатый план 4-го порядка, уравнение которого имеет вид

$$\begin{aligned}
 y = & \beta_1 x_1 + \beta_2 x_2 + \beta_3 x_3 + \beta_{12} x_1 x_2 + \beta_{13} x_1 x_3 + \beta_{23} x_2 x_3 + \gamma_{12} x_1 x_2 (x_1 - x_2) + \gamma_{13} x_1 x_3 (x_1 - x_3) + \\
 & + \gamma_{23} x_2 x_3 (x_2 - x_3) + \delta_{12} x_1 x_2 (x_1 - x_2)^2 + \delta_{13} x_1 x_3 (x_1 - x_3)^2 + \delta_{23} x_2 x_3 (x_2 - x_3)^2 + \\
 & + \beta_{1123} x_1^2 x_2 x_3 + \beta_{1223} x_1 x_2^2 x_3 + \beta_{1233} x_1 x_2 x_3^2.
 \end{aligned} \quad (1)$$

По результатам эксперимента на основании откликов системы рассчитывались коэффициенты полиномов для каждого выходного параметра (см. табл. 8).

Таблица 7

Матрица планирования эксперимента

№ опыта	Входные параметры						Выходные параметры	
	Уровни варьирования факторов, %			Массовые доли компонентов, % от общей массы шихты			Твёрдость, НВ	Коэффициент износостойкости относительно стали 20ФЛ K_i
	X_1	X_2	X_3	X_1	X_2	X_3		
1	100	0	0	40	30	30	418	2,74
2	0	100	0	20	50	30	505	4,4
3	0	0	100	20	30	50	509	4,72
4	75	25	0	35	35	30	468	3,54
5	50	50	0	30	40	30	487	4,25
6	25	75	0	25	45	30	500	4,04
7	75	0	25	35	30	35	463	3,54
8	50	0	50	30	30	40	465	3,54
9	25	0	75	25	30	45	475	3,86
10	0	75	25	20	45	35	511	5,66
11	0	50	50	20	40	40	520	5
12	0	25	75	20	35	45	512	5,31
13	25	25	50	25	35	40	470	4,04
14	50	25	25	30	35	35	463	3,54
15	25	50	25	25	40	35	489	4,25

Таблица 8

Коэффициенты полиномов для выходных параметров

Коэффициент	Для твёрдости	Для износостойкости
β_1	43,7	2,74
β_2	51,3	4,4
β_3	51,7	4,72
β_{12}	11,2	2,72
β_{13}	2,8	-0,76
β_{23}	4,4	1,76
β_{1123}	-104,533	-34,4533
β_{1223}	44,8	-9,65333
β_{1233}	-108,267	1,493333
γ_{12}	5,866667	1,76
γ_{13}	17,06667	3,573333
γ_{23}	-4,26667	2,72
δ_{12}	5,333333	-6,18667
δ_{13}	5,866667	2,4
δ_{23}	1,6	12,69333

Полученные коэффициенты дали возможность в соответствии с выражением симплекс-решетчатого плана (1) установить связи входных и выходных параметров исследуемой системы «состав – свойства»:

– для твёрдости:

$$y_{ТВ} = 43,7x_1 + 51,3x_2 + 51,7x_3 + 11,2x_1x_2 + 2,8x_1x_3 + 4,4x_2x_3 + 5,866667x_1x_2(x_1 - x_2) + 17,066667x_1x_3(x_1 - x_3) - 4,266667x_2x_3(x_2 - x_3) + 5,33x_1x_2(x_1 - x_2)^2 + 5,866667x_1x_3(x_1 - x_3)^2 + 1,6x_2x_3(x_2 - x_3)^2 - 104,533x_1^2x_2x_3 + 44,8x_1x_2^2x_3 - 108,267x_1x_2x_3^2;$$

– для коэффициента износостойкости:

$$y_{ИЗН} = 2,74x_1 + 4,4x_2 + 4,72x_3 + 2,72x_1x_2 - 0,76x_1x_3 + 1,76x_2x_3 + 1,76x_1x_2(x_1 - x_2) + 3,573x_1x_3(x_1 - x_3) + 2,72x_2x_3(x_2 - x_3) - 6,186667x_1x_2(x_1 - x_2)^2 + 2,4x_1x_3(x_1 - x_3)^2 + 12,693x_2x_3(x_2 - x_3)^2 - 34,4533x_1^2x_2x_3 - 9,653x_1x_2^2x_3 + 1,493x_1x_2x_3^2.$$

По полученным моделям строились диаграммы, позволяющие определять состав шихты в зависимости от заданных свойств наплавленного металла (см. рис. 3 – 5).

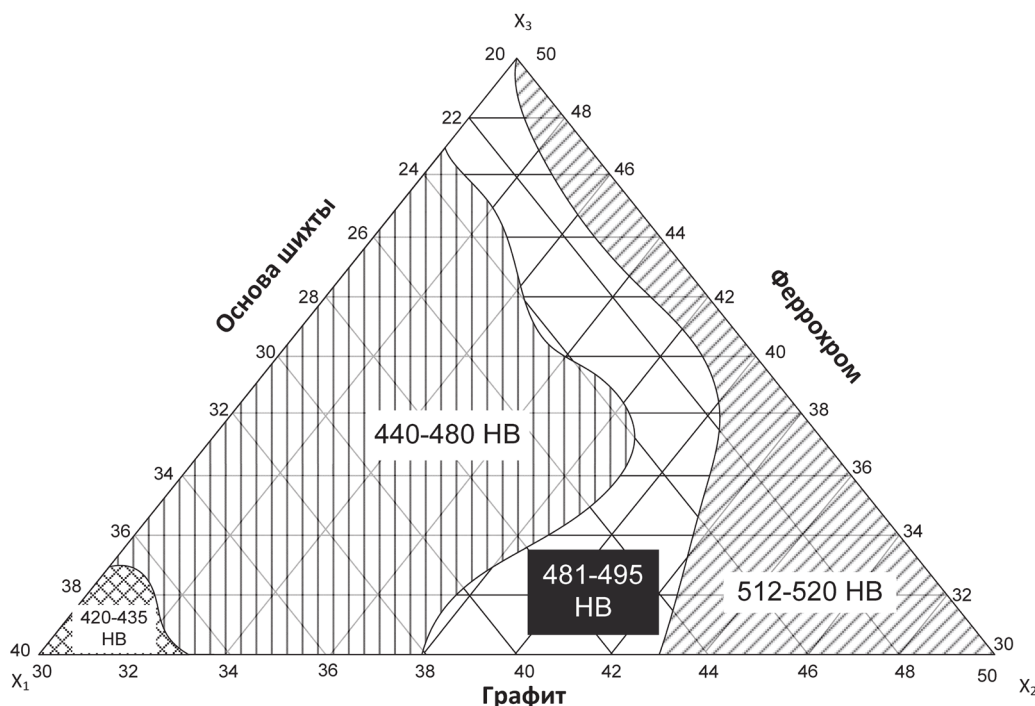


Рис. 3. Диаграмма влияния соотношения компонентов шихты на твёрдость (HV) наплавленного металла

Из диаграммы на рис. 3 видно, что увеличение твёрдости происходит в результате уменьшения массовой доли основы шихты и увеличения массовых долей феррохрома и графита. Максимальная твёрдость достигается при содержании графита в пределах 43...50 %. В то же время при увеличении массовой доли феррохрома до 50 % и уменьшении массовой доли графита до 30 % твёрдость остаётся на прежнем высоком уровне несмотря на снижение содержания графита в шихте. Это обусловлено способностью хрома образовывать карбиды, тем самым увеличивая способность углерода переходить в наплавленный металл в виде хромистых карбидов.

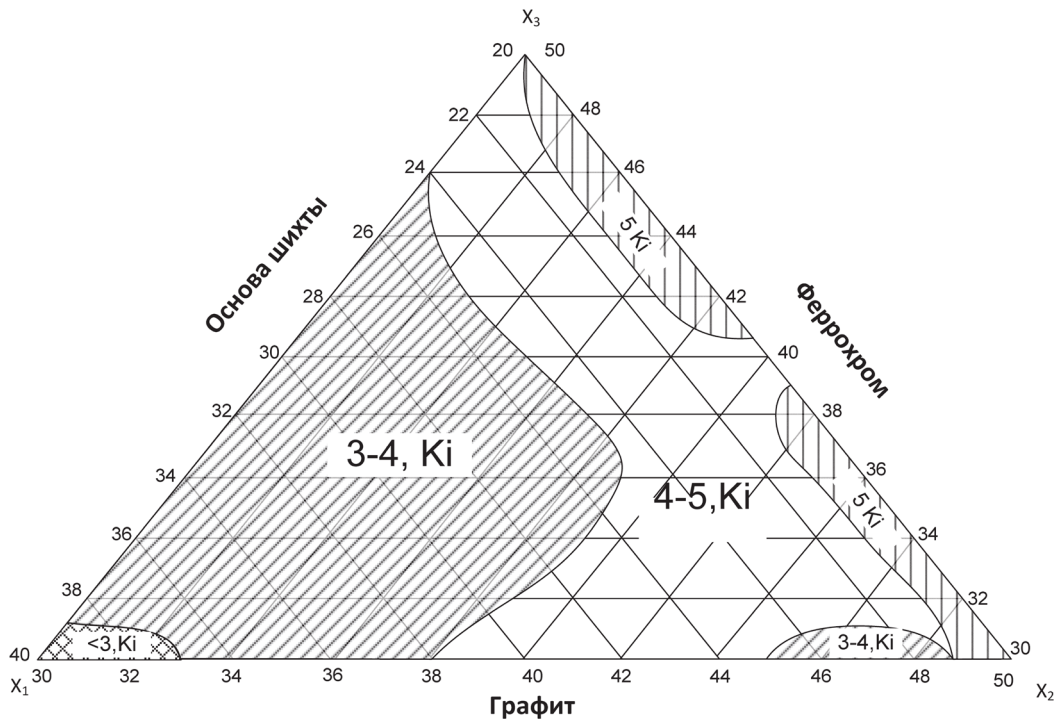


Рис. 4. Диаграмма влияния соотношения компонентов шихты на коэффициент износостойкости (K_i) наплавленного слоя

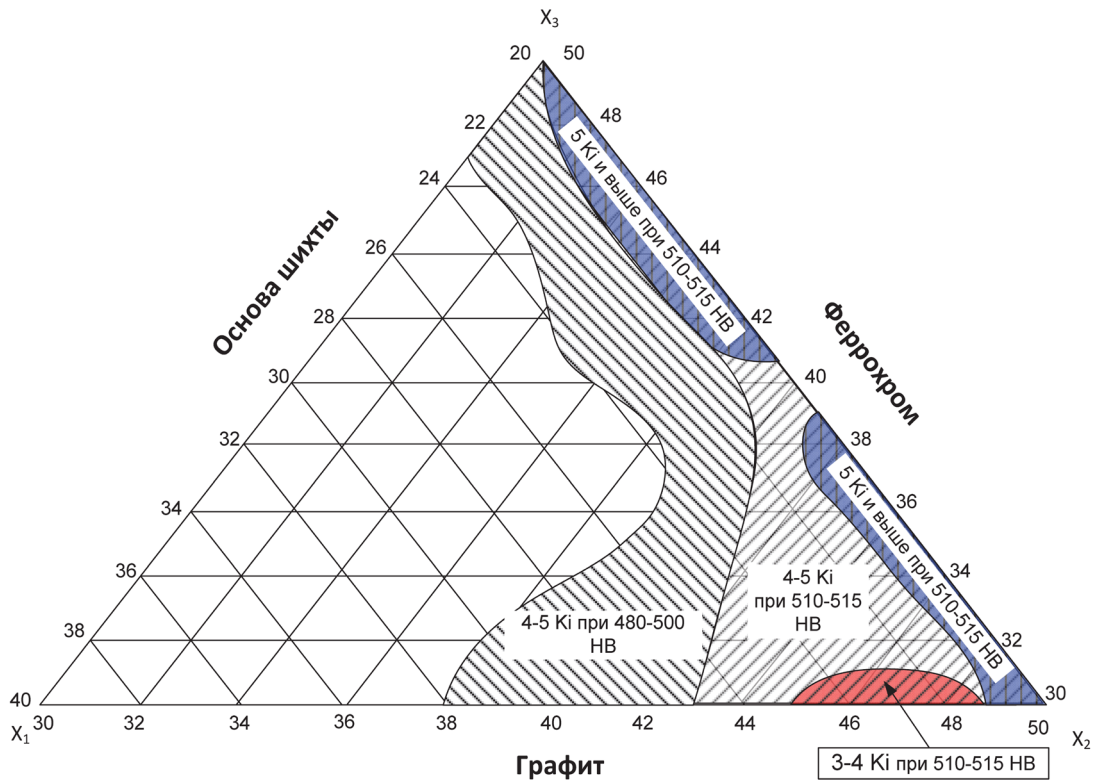


Рис. 5. Совмещённая диаграмма. Коэффициент износостойкости (K_i) при различных величинах твёрдости (HB)

В диапазоне содержания феррохрома в шихте 20...50 % коэффициент износостойкости не меняется и остаётся на максимально высоком уровне. Однако с увеличением содержания массовой доли феррохрома и уменьшением массовой доли графита коэффициент износостойкости K_i не уменьшается. Это связано с тем, что хром повышает сопротивление абразивному износу высокоуглеродистых сталей. В то же время в диапазоне содержания феррохрома между 39...41 % наблюдается незначительное снижение коэффициента износостойкости. Возможно, это обусловлено нелинейной зависимостью влияния соотношения хрома и углерода на абразивный износ наплавленного слоя. Максимальная износостойкость достигается при содержании основы шихты не более 21 %. При увеличении массовой доли основы шихты износостойкость уменьшается.

По совмещённой диаграмме (см. рис. 5) установлено, что максимальные показатели твёрдости и коэффициента износостойкости находятся в следующих пределах: основа шихты – 21 %; феррохром – 30...50 %; графит – 30...50 %.

На следующем этапе была изготовлена опытная порошковая проволока по выбранному составу шихты (основа – 22 %; графит – 38 %; феррохром – 40 %), выполнена наплавка и проведены исследования состава, структуры и свойств наплавленного металла. Результаты исследования приведены в табл. 9 – 10 и на рис. 6.

Таблица 9

Химический состав наплавленного металла, масс. %

Fe	Si	P	S	Cr	Mn	Ni	Cu	Mo	C
98,31	0,051	0,015	0,076	1,023	0,318	0,048	0,127	0,024	1,3...1,42

Таблица 10

Механические свойства наплавленного металла

Твёрдость	500 НВ
Ударная вязкость	6,2 Дж/см ² (при температуре 20 °С)
Микротвёрдость	526...742HV

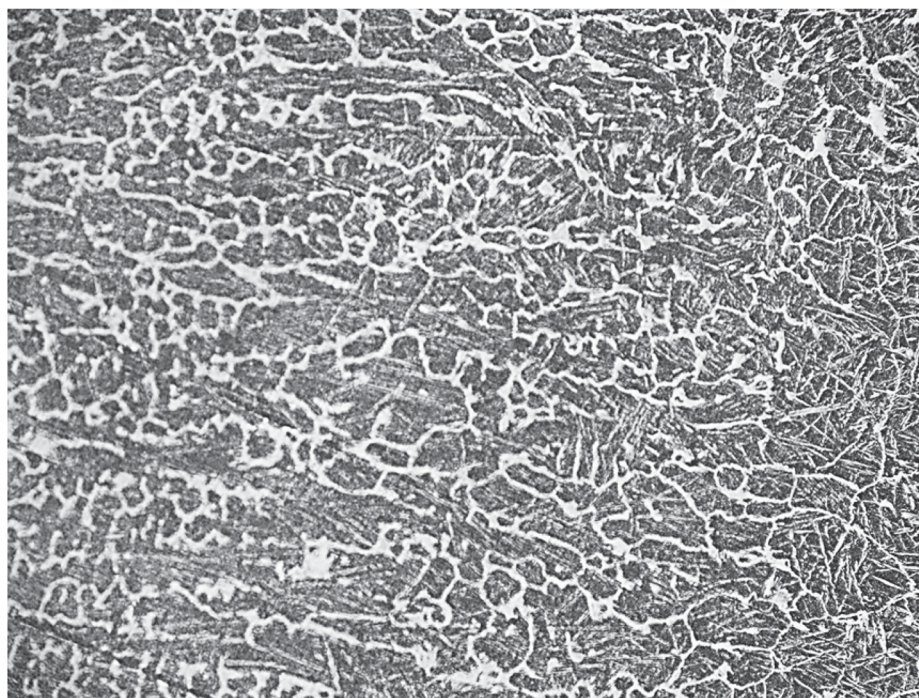


Рис. 6. Микроструктура наплавленного металла

По составу и структуре наплавленный металл (см. рис. 6) представляет собой легированный троостит с карбидной сеткой и отдельными дисперсными и изолированными включениями нитридов и карбонитридов, но без существенного влияния фазовых концентраторов и термических напряжений.

Разработанную порошковую проволоку можно использовать для восстановления деталей подвижного состава, требующих высокой твёрдости наплавленного слоя. Разработанной проволоке присвоена марка ПП-Нп-130ХГ.

Выводы

1. В результате экспериментальных исследований получены математические зависимости и построены диаграммы, на основе которых выбран состав шихты (основа – 22 %; графит – 38 %; феррохром – 40 %), обеспечивающий требуемые свойства наплавленного металла.
2. Создана порошковая проволока для наплавки деталей подвижного состава, обеспечивающая высокую твёрдость (450...500 НВ), ильменито-карбонатно-флюоритного типа из концентраторов и отходов горнорудного производства Дальнего Востока.
3. Разработанной порошковой проволоке присвоена марка ПП-Нп-130ХГ.

ЛИТЕРАТУРА

1. Получение шлаковой системы порошковой проволоки из минерального сырья дальневосточного региона / А. Д. Верхотуров, В. М. Макиенко, Д. В. Строителей, И. О. Романов // Химическая технология. – 2007. – № 10. – С. 433-442.
2. Макиенко, В. М. Исследование возможности использования минерального сырья и отходов горнорудного производства Дальневосточного региона России для создания сварочно-наплавочных материалов, используемых в строительстве и ремонте объектов железнодорожного транспорта / В. М. Макиенко, П. В. Соколов, Д. Г. Перваков // Ученые записки Комсомольского-на-Амуре государственного технического университета. Науки о природе и технике. – 2015. – № III-1(23). – С. 100-110.
3. Инструкция по сварке и наплавке при ремонте грузовых вагонов от 30.05.2008. – М.: ВНИИЖТ, 2008.
4. Зедгинидзе, И. Г. Планирование эксперимента для исследования многокомпонентных систем / И. Г. Зедгинидзе. – М.: Наука, 1976. – 390 с.



Ким В. А., Якубов Ф. Я., Якубов Ч. Ф.
V. A. Kim, F. Y. Yakubov, Ch. F. Yakubov

**МОРФОЛОГИЯ КОНТАНТНЫХ ПОВЕРХНОСТЕЙ БЫСТРОРЕЖУЩЕГО
ИНСТРУМЕНТА ПРИ ТОЧЕНИИ ТИТАНОВОГО СПЛАВА BT20**

**HIGH SPEED CUTTING TOOL SURFACE MORPHOLOGY WHEN TURNING BT20
TITANIUM ALLOY**

Ким Владимир Алексеевич – доктор технических наук, профессор кафедры «Материаловедение и технология новых материалов» Комсомольского-на-Амуре государственного технического университета (Россия, Комсомольск-на-Амуре).

Mr. Vladimir A. Kim – D.Sc. in Engineering, Professor, Department of Materials Technology and New Materials Technology, Komsomolsk-on-Amur State Technical University (Russia, Komsomolsk-on-Amur).

Якубов Февзи Якубович – доктор технических наук, профессор, ректор Крымского индустриально-педагогического университета (Россия, Симферополь).

Mr. Fevzi Y. Yakubov - D.Sc. in Engineering, Professor, Rector of Crimean industrial and pedagogical university (Russia, Simferopol).

Якубов Чингиз Февзиевич – кандидат технических наук, доцент, зав. кафедрой «Технология машиностроения» Крымского индустриально-педагогического университета (Россия, Симферополь).

Mr. Chingiz F. Yakubov – PhD in Engineering, Associate Professor of the Machine Building Technology Department, Crimean industrial and pedagogical university (Russia, Simferopol).

Аннотация. Вторичные структуры, образующиеся на рабочих поверхностях режущего клина, имеют мезоструктурную организацию и функционируют в диссипативном режиме. В статье приведен анализ рельефа рабочих поверхностей режущего инструмента, полученный с помощью растрового электронного микроскопа, раскрывающий механизм образования и работы вторичных мезоструктур. Показано, что диссипативная активность вторичных структур определяется структурной организацией рабочих поверхностей режущего инструмента на мезомасштабном уровне и связана с работой внутреннего трения на границах мезообъектов.

Summary. The secondary structures formed on working surfaces of the cutting wedge have the mesostructural morphology and function in the dissipative mode. The article provides the analysis of the cutting tool working surfaces projection received by means of a scanning electronic microscope that shows the mechanism of secondary mesostructures forming and working. It is shown that the dissipative activity of secondary structures is defined by the structural morphology of the cutting tool working surfaces at the mesolarge-scale level and is connected with internal friction within mesoobject boundaries.

Ключевые слова: рельеф поверхности, резец, точение, обрабатываемый материал, мезоструктура, диссипация, износ, разрушение, деформация, напряжения.

Kew words: surface projection, cutter, turning, the process material, mesostructure, dissipation, runout, destruction, deformation, tension.

УДК 621.941:620.22

Введение

Силовые и тепловые процессы при резании материалов вызывают интенсивную пластическую деформацию контактных поверхностей режущего инструмента, приводящую к развитию вторичных структур. Вторичные структуры отличаются по строению и свойствам от исходного инструментального материала, но именно они в значительной степени обеспе-

чивают эксплуатационные показатели инструмента, производительность и качество механической обработки [1].

В развитии вторичных структур при контактном взаимодействии основную роль играют процессы генерации различных дефектов кристаллического строения, инициированные пластической деформацией, протекающие на фоне высоких температур и их градиентов. Принципиальные закономерности структурообразования при пластической деформации раскрывает физическая мезомеханика. В основе физической мезомеханики лежит представление о многоуровневой и многомасштабной структурной организации носителей пластической деформации. С повышением энергетике деформационного воздействия активность носителей пластической деформации последовательно переходит от кристаллического масштабного уровня до нано-, затем микро-, далее мезо- и заканчивается макромасштабом, при этом основная деформационная активность приходится на мезомасштабный уровень и реализуется через мезоструктуры. Деформационная динамика мезоструктур описывается ньютоновскими уравнениями механики, математический аппарат которой достаточно исследован для многих схем обработки материалов [2].

Сопrotивляемость материала разрушению, согласно принципам синергетики, определяется не только его механической прочностью, но и способностью рассеивать энергию механического воздействия, а активность этого процесса во многом определяется организацией мезоструктурного уровня. Мезоструктуры представляют кластеры из кристаллитов и зерен с предельно высокой плотностью дефектов кристаллического строения, объединенные общей границей раздела. Мезоструктуры при пластической деформации функционируют как трансляционно-ротационные вихри и сдвиговые фрагментированные образования, при этом поток механической (деформационной) энергии трансформируется в тепло за счет работы внутреннего трения на границах мезокластера [2; 3]. Мезоструктуры являются динамическими образованиями, а их структурная организация, ответственная за диссипативные свойства, проявляется только в период действия деформационного нагружения или другого энергетического воздействия. После прекращения деформационного воздействия диссипативная структура переходит в статичное состояние, которое сильно отличается от его динамичного состояния.

Развитие мезоструктур хорошо исследовано и широко освещено в литературе для «простых» схем деформации, таких как: одноосное растяжение, сжатие и др. При сложной пластической деформации многие вопросы остаются открытыми. Условия формирования вторичных структур, образование мезообъектов и функционирование диссипативных структур в узлах трения и на рабочих поверхностях режущего инструмента имеют свои особенности, связанные с локализацией трибологических процессов только в поверхностных слоях, высокими значениями градиентов температур и напряжений, дискретностью контакт, неоднородностью распределения тепловых источников и динамикой их функционирования.

В статье представлены результаты исследований развития мезоструктур на рабочих поверхностях режущего инструмента, выявляемые по анализу рельефа и раскрывающие механизмы их образования и функционирования.

Методика исследования

Исследования проводились при точении титанового сплава VT20 цельным быстрорежущим резцом из P6M5K5 с геометрией режущего клина: передний угол $\gamma = 0$, задний угол $\alpha = 12^\circ$, углы в плане $\varphi = \varphi_1 = 45^\circ$. Режимы точения: скорость резания $V = 25$ м/мин, подача $S = 0,07$ мм/об, глубина резания $t = 0,5$ мм.

Микроструктура исходной быстрорежущей стали P6M6K5 после стандартной закалки и отпуска определялась с помощью металлографического микроскопа Nikon. Исследуемые образцы предварительно изготавливались по традиционной методике приготовления металлографических шлифов и травились 4%-ным раствором азотной кислоты в этиловом спирте.

Состояние рельефа поверхности реза на рабочих поверхностях и примыкающих к ней зон исследовалось с помощью растрового электронного микроскопа S3400-N (Hitachi).

На рис. 1 представлена микроструктура исследуемой быстрорежущей стали Р6М5К5, состоящая из мартенсита закалки и глобулярных карбидов, равномерно распределенных по всему объему. Высокая твердость быстрорежущей стали обеспечивается повышенной концентрацией легирующих элементов и мелкими карбидами, играющими роль дисперсных частиц.

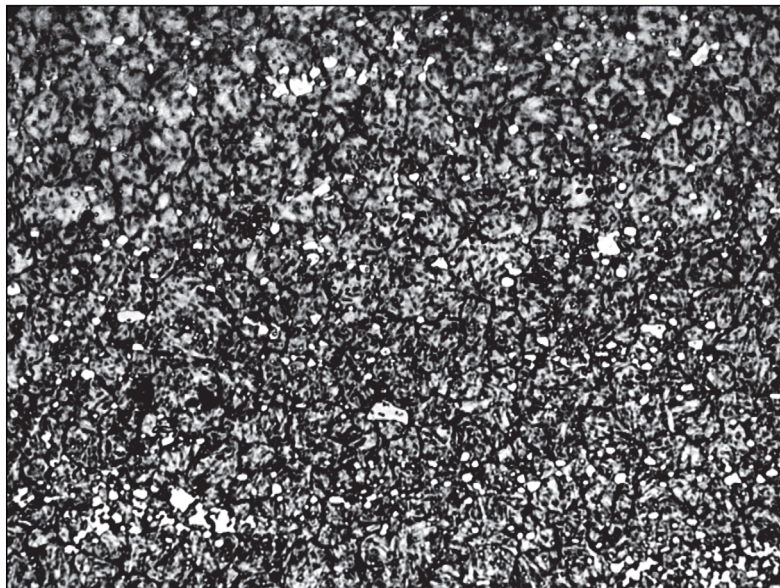


Рис. 1. Микроструктура быстрорежущей стали Р6М6К5 после стандартной закалки и отпуска

Результаты исследования и их анализ

На рис. 2 приведены фотографии передней поверхности реза из Р6М5К5 после точения титанового сплава. Согласно теории резания металлов контактную поверхность можно разделить на две зоны сплошного и дискретного контакта со стружкой. Зона сплошного контакта определяется размером нароста, который периодически срывается, обнажая поверхность и вызывая динамические возмущения процесса резания. В большинстве случаев нарост играет защитную функцию и оптимизирует геометрию режущего клина. Зона дискретного контакта характеризуется падающей эпюрой контактных напряжений, относительно высокой скоростью скольжения стружки и повышенной интенсивностью изнашивания. Из-за высоких нормальных напряжений на определенном участке дискретного контакта наблюдается режим сухого трения инструмента со стружкой. Максимальная глубина лунки износа располагается в зоне дискретного контакта [4].

Поверхность после заточки представляет периодический рельеф, состоящий из бороздок разной глубины, образованных за счет микрорезания абразивными зернами заточного круга и ориентированных вдоль скорости шлифования (см. рис. 2, а и рис. 2, б). На отдельных участках между бороздками видна сетка линий, ориентированных под углом близким к $\pi/4$ относительно скорости шлифования. Они представляют систему из плоскостей сдвигов, которые образуются при высоких касательных напряжениях выше предела текучести. Такие полозья скольжения образуются, как правило, в области сжимающих напряжений. На других участках наблюдаются полосы, перпендикулярные направлению скорости шлифования, которые возникают в результате хрупкого разрушения за счет растягивающих напряжений. Все это указывает на высокий уровень контактных напряжений, действующих на переднюю поверхность и носящих циклический характер.

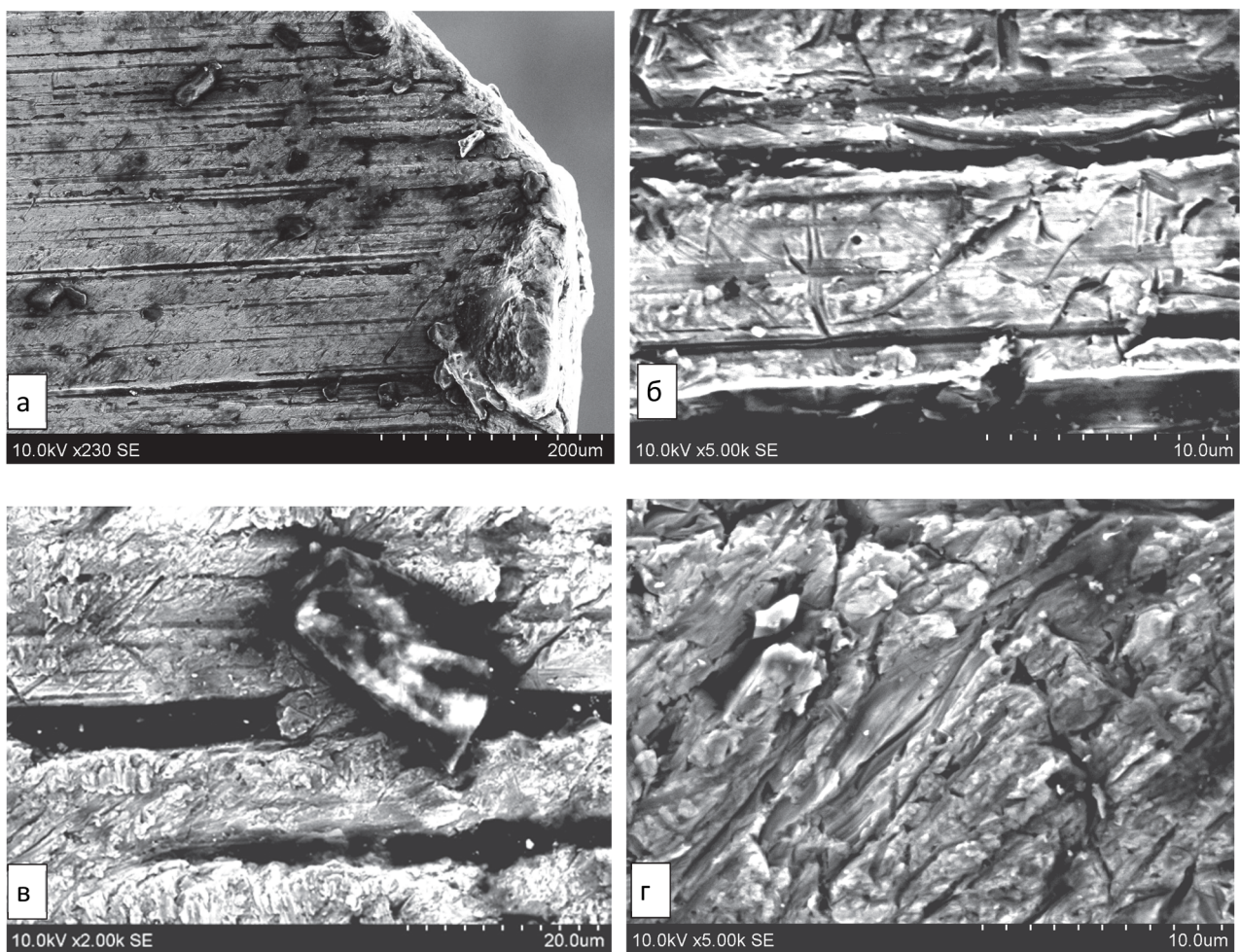


Рис. 2. Рельеф различных участков передней поверхности быстрорежущего резца после точения титанового сплава ВТ-20: а – общий вид передней поверхности; б – рельеф передней поверхности после заточки резца; в – мезоплита, вдавленная в поверхность; г – рельеф передней поверхности в зоне износа

Неравномерное распределение глобулярных карбидов, присутствие которых выявляется преимущественно на боковых поверхностях глубоких бороздок, а также их отсутствие на вершинах неровностей, имеющих вид плато, указывает на неравномерность температурного поля в пределах микролокальных зон. Более высокая температура на вершинах вызывает интенсивное растворение карбидов и развитие структур, образующихся в результате вторичной закалки в результате воздействия мощного теплового импульса, инициированного процессом заточки. На таких участках обнаруживаются пересечения двойниковых плоскостей и колоний из глобулярных объектов, представляющих вершины дендритов первого порядка. Такие колонии хорошо видны в левом нижнем углу рис. 2, б.

Геометрия верхнего слоя передней поверхности, сформированного в результате трения со стружкой, определяется конвективными процессами массопереноса в результате функционирования ротационно-трансляционных вихрей. Рельеф таких структур хорошо виден на рис. 2, в. На поверхности также имеются микробороздки, ориентированные по направлению движения срезанного слоя.

Разные стадии износа передней поверхности показаны на рис. 2, в и рис. 2, г. В первом случае (см. рис. 2, в) рельеф поверхности несет следы сильных локальных пластических деформаций и состоит из островковых образований определенной толщины с «заторможенными» ротационно-трансляционными вихрями. Полученная поверхность представляет си-

стему мезомасштабных плит, которые являются фрагментированными элементами мезоструктуры, при этом микроструктура каждой мезоплиты имеет слоистое строение, а каждый слой состоит из заторможенных ротационных вихрей с максимальной плотностью дефектов кристаллического строения. «Застывшие» ротационные вихри по сечению представлены на рис. 3 в виде упорядоченного скопления структурных объектов круглой и эллипсоидной формы. При этом круги располагаются в нижней части вторичного слоя, а по мере приближения к внешней поверхности они трансформируются вначале в эллипсы, а затем в сигарообразные фигуры. Трансформация ротационных вихрей из окружности в эллипс является результатом более высокой степени пластической деформации за счет роста сдвиговых компонент тензора деформаций.

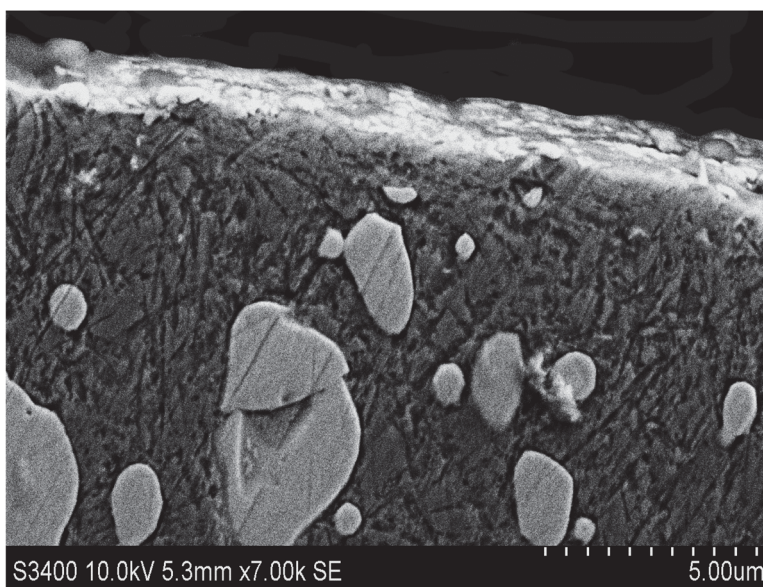


Рис. 3. Вторичная структура на передней поверхности быстрорежущего резца после точения титанового сплава

Микрофотография, приведенная на рис. 3, полученная на растровом электронном микроскопе, представляет шлиф, который является срезом резца вдоль направления схода стружки. Светлый оттенок вторичного слоя на передней поверхности указывает на высокую плотность электростатического электричества, которое характерно для структур с повышенным электрическим сопротивлением. Это косвенно подтверждает высокую плотность дефектов кристаллического строения вторичной структуры. Степень пластической деформации по глубине мезоплиты носит падающий градиентный характер, при этом имеется четкая граница между слоем из мезоплит и подложной. По сути, мезоплиты являются промежуточными звеньями между инструментом и скользящей стружкой, которые воспринимают поток механической энергии контактного взаимодействия, выравнивают максимальные пиковые нагрузки путем их равномерного распределения по площади мезоплиты и реализуют диссипативные процессы за счет работы внутреннего трения между слоями мезоплит [5; 6].

Итак, вторичная структура на передней поверхности режущего инструмента представляет систему мезомасштабных плит, которые под действием трибологического взаимодействия со стружкой совершают сдвиговые и ротационные смещения. Деформационное смещение мезоплит завершается их отслаиванием и дроблением, а образующиеся при этом фрагменты уносятся стружкой из зоны контактного взаимодействия. Фрагмент мезоплиты, шаржированный в поверхность, зафиксирован на рис. 2, в. Устойчивость и механическая прочность мезоплит обеспечивают износостойкость передней поверхности и стойкость режущего инструмента.

По мере разрушения мезоплит рельеф поверхности, полученный заточной, полностью заменяется на рельеф, сформированный за счет трения со стружкой (см. рис. 2, з). На отдельных участках могут присутствовать островковые образования из мезоплит, но они перестают играть роль фактора, сдерживающего поверхностное разрушение, так как возрастающая интенсивность изнашивания передней поверхности не благоприятствует формированию устойчивой и прочной микроструктуры мезоплит. Смещения и отрыв мезоплит и фрагментов их разрушения на этой стадии процесса изнашивания приводят к повышению абразивности контактного взаимодействия, активизируя процессы микромасштабного срезания подповерхностного слоя. Интенсивность изнашивания повышается, и это приводит к падению стойкости инструмента.

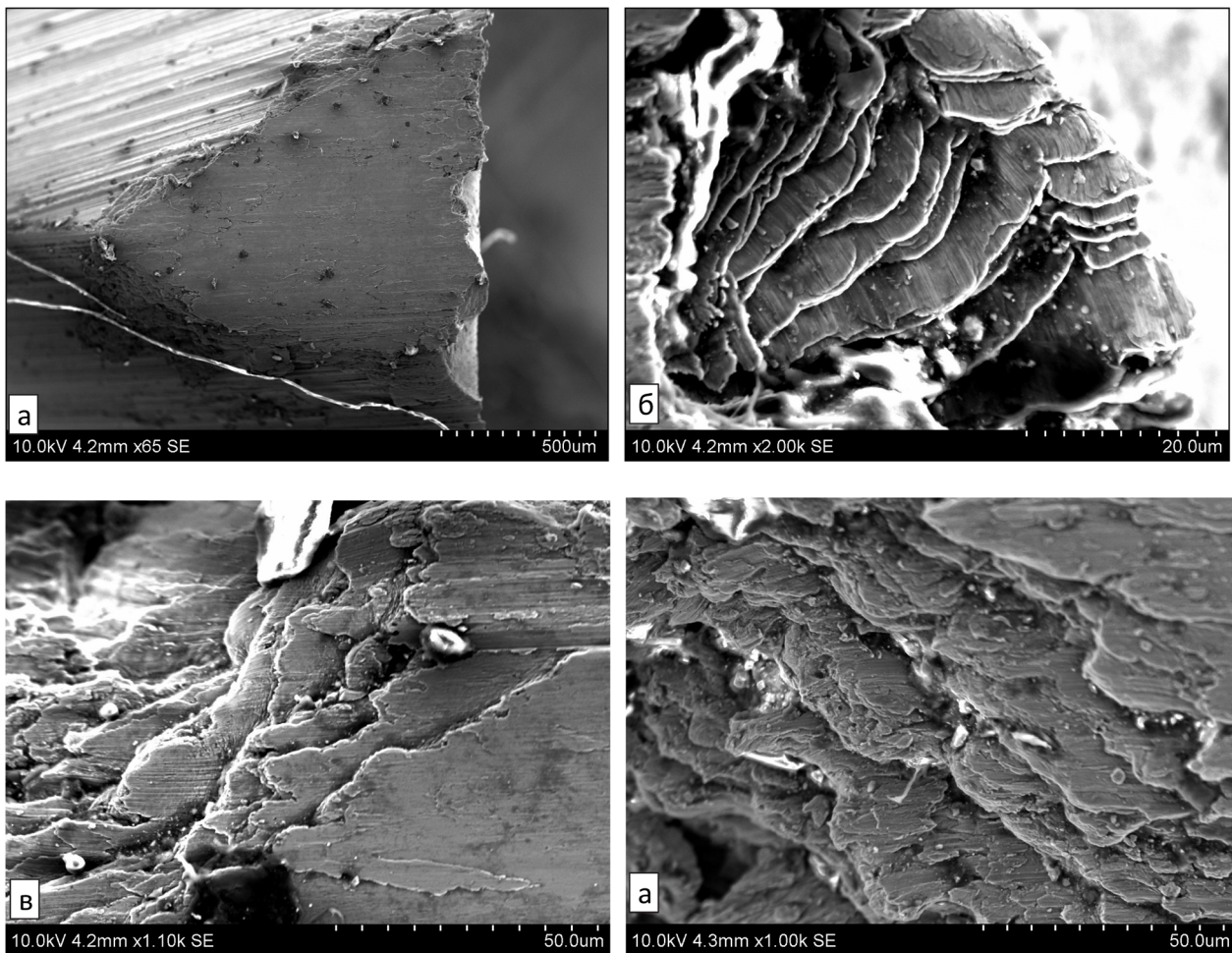


Рис. 4. Рельеф различных участков задней поверхности быстрорежущего резца после точения титанового сплава VT-20: а – общий вид задней поверхности; б – фрагментированные мезоструктуры вблизи режущей кромки; в – фрагментированные мезоструктуры вблизи «носика» износа; г – фрагментированные мезоструктуры на боковой поверхности «носика» износа

Образование и развитие мезоструктуры на задней поверхности режущего клина имеют свои отличительные особенности. На рис. 4 представлены различные участки задней поверхности быстрорежущего резца из P6M5K5 после точения титанового сплава VT-20. Режущая кромка на рис. 4, а представлена в виде вертикального двугранного угла с правой стороны снимка, на котором четко видны следы потери формоустойчивости за счет пластической деформации. Это указывает, что контактные напряжения значительно превосходят

истинный предел текучести инструментального материала, снижение которого вызвано высокой температурой зоны резания.

Вершина режущего клина находится в сложно-деформированном состоянии. Срезаемая стружка и перемещение инструмента относительно обработанной поверхности вызывают смещение поверхностных слоев передней и задней поверхностей от вершины режущего клина. В результате напряженно-деформированное состояние самой режущей кромки больше соответствует одноосному сжатию, при этом максимальные касательные напряжения будут располагаться в плоскостях примерно под углом 45° к передней и задней поверхностям. Суммарное направление сдвига у самой вершины режущего клина будет ориентировано по направлению биссектрисы угла заострения.

Пластическая деформация кромки приводит к фрагментации микроструктуры поверхностных слоев с активными плоскостями сдвига. Другими словами, плотность потока механической (деформационной) энергии будет рассеиваться за счет работы внутреннего трения между фрагментированными слоями, а сами фрагментированные слои чешуйчатой формы являются диссипативными структурами, функционирующими на задней поверхности инструмента. На рис. 4, б показаны фрагментированные слои чешуйчатой формы, расположенные у самой режущей кромки. На фотографии видно четкое разделение фрагментированных чешуек, смещающихся в направлении передней и задней поверхностей.

Само изнашивание на задней поверхности режущего клина связано со сдвигом фрагментированных слоев, их перемещением, отрывом, дроблением и размазыванием на обработанную поверхность. Следы размазывания продуктов изнашивания зеркально отражаются на поверхности фаски износа по задней поверхности (см. рис. 4, а). Динамика смещения фрагментированных слоев носит циклический характер, так как функционирование реальных очагов адгезионного схватывания дискретно во времени и вероятностно по местоположению. На рис. 4, в и 4, г показаны границы фаски износа с задней поверхностью резца, где выявляется слоистое строение структуры, сформированной в результате трения инструмента с обработанной поверхностью, а также следы их напозания слоев друг на друга и размазывания.

Работу внутреннего трения при скольжении мезоструктур относительно друг друга, равную диссипативному потоку, можно в первом приближении оценить

$$A_{BT} = \Delta^{D_f} \tau_m v N,$$

где Δ – средний диаметральный размер мезоструктурного элемента; D_f – фрактальная размерность границ; τ_m – предел текучести; v – скорость относительного скольжения на границах мезоструктур; N – объемная плотность мезоструктурных элементов, участвующих в диссипативном процессе.

Мезоструктурная организация материалов носит фрактальный характер [3]. Следовательно, между средним размером мезоструктуры и их объемной плотностью имеет место скейлинговая зависимость

$$N = \frac{C}{\Delta^{D_n}},$$

где D_n – фрактальная размерность распределения мезоструктур; C – const.

Если предположить, что частица износа образуется из мезоструктурного объекта, то работу разрушения можно представить

$$A_{изн} = \Delta^{D_f} \sigma_b a \omega_T N_{изн},$$

где σ_b – предел прочности на разрыв; ω_T – частота флуктуационного разрыва атомарной связи; a – параметр кристаллической решетки; $N_{изн}$ – количество мезоструктурных объектов, из которых формируются частицы износа.

Суммарный диссипативный поток складывается из работы внутреннего трения и работы разрушения мезообъектов. В результате получим

$$A_{\text{оис}} = \frac{C}{\Delta^{D_n - D_f}} (\tau_m \nu + \sigma_s a \omega_m \alpha),$$

где α – относительная доля мезоструктурных объектов, из которых образуются частицы износа.

Основными мезоструктурными параметрами, определяющими активность диссипативного потока, являются средний размер мезоструктурного объекта, его фрактальная размерность границ и фрактальная организация самой мезоструктуры. С повышением степени пластической деформации фрагментированные элементы уменьшаются в размере, дробление фрагментированных элементов также приводит к их измельчению ($\Delta \rightarrow \min$), подвижность границ возрастает, что приводит к снижению фрактальной размерности границ ($D_f \rightarrow 1$), а структурная организация мезообъектов усложняется ($D_n \rightarrow 3$). В результате диссипативные свойства вторичных структур, имеющих мезоструктурную организацию, возрастают, и это приводит к повышению плотности мощности диссипативного потока [7].

Численные значения параметров, входящих в указанные формулы, можно определить по фотографиям рельефа поверхностей износа.

Заключение

Вторичные структуры, образующиеся на рабочих поверхностях режущего инструмента в процессе резания, должны в первую очередь выполнять функцию диссипативных структур. Физической мезомеханикой показано, что основные диссипативные процессы при пластической деформации и контактном взаимодействии реализуются на мезоструктурном уровне за счет работы трения на внутренних границах раздела. Развитие мезоструктур на передней и задней поверхностях режущего клина при резании подчиняется общим закономерностям физической мезомеханики и связано с мезомасштабной фрагментацией.

Основную диссипативную функцию на передней поверхности режущего клина выполняют мезомасштабные образования в виде плит и валиков, состоящие из заторможенных ротационных вихрей, а сам процесс диссипации заключается в скольжении на границах мезоструктур.

На задней поверхности режущего клина вторичная структура состоит из чешуйчатых фрагментов, образованных в результате сдвигов и размазывания поверхностных слоев за счет сил трения инструмента с обработанной поверхностью, а диссипация определяется работой трения при смещении фрагментированных элементов относительно друг друга.

ЛИТЕРАТУРА

1. Ким, В. А. Самоорганизация в процессах упрочнения, трения и изнашивания режущего инструмента / В. А. Ким. – Владивосток: Дальнаука, 2001. – 203 с.
2. Физическая мезомеханика и компьютерное конструирование материалов. Т. 1 / под ред. В. Е. Панина. – Новосибирск: Наука, СИБ РАН, 1995. – Т. 1. – 298 с.
3. Иванова, В. С. Синергетика и фракталы в материаловедении / В. С. Иванова, И. Ж. Бунин, А. А. Оксогоев. – М.: Наука, 1994. – 383 с.
4. Остафьев, В. А. Расчет динамической прочности режущего инструмента / В. А. Остафьев. – М.: Машиностроение, 1979. – 168 с.
5. Ким, В. А. Роль износостойких покрытий в контактных процессах трения и изнашивания / В. А. Ким, Ш. А. Каримов // Ученые записки КнАГТУ. Науки о природе и технике. – 2010. – № IV- 1(4). – С. 54-60.
6. Ким, В. А. Проявление физической мезомеханики при контактном взаимодействии и изнашивании / В. А. Ким, Ш. А. Каримов // Ученые записки КнАГТУ. Науки о природе и технике. – 2014. – № II-1(18). – С. 79-85.
7. Якубов, Ф. Я. Структурно-энергетические аспекты упрочнения и повышения стойкости режущего инструмента / Ф. Я. Якубов, В. А. Ким. – Симферополь: Крымское отделение УЧПЕДГИЗ, 2005. – 300 с.



Ким В. А., Башков О. В., Сатаева И. В.

V. A. Kim, O. V. Bashkov, I. V. Sataeva

ЛОКАЛЬНОЕ ЛАЗЕРНОЕ ЛЕГИРОВАНИЕ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ 12Х18Н10Т

LOCAL LASER ALLOYING OF STAINLESS STEEL 12H18N10T

Ким Владимир Алексеевич – доктор технических наук, профессор, профессор кафедры «Материаловедение и технология новых материалов» Комсомольского-на-Амуре государственного технического университета (Россия, Комсомольск-на-Амуре); 681013, г. Комсомольск-на-Амуре, ул. Ленина, 27. E-mail: kmtnm@knastu.ru

Mr. Vladimir A. Kim – Doctor of Engineering, Professor of Materials and New Materials Technology Department, Komsomolsk-on-Amur Technical University (Russia, Komsomolsk-on-Amur); 681013, Komsomolsk-on-Amur, 27 Lenin str. E-mail: kmtnm@knastu.ru

Башков Олег Викторович – доктор технических наук, профессор, зав. кафедрой «Материаловедение и технология новых материалов» Комсомольского-на-Амуре государственного технического университета (Россия, Комсомольск-на-Амуре); 681013, г. Комсомольск-на-Амуре, ул. Ленина, 27. E-mail: ckr@knastu.ru

Mr. Oleg V. Bashkov – Doctor of Engineering, Professor, Head of Materials and New Materials Technology Department, Komsomolsk-on-Amur Technical University (Russia, Komsomolsk-on-Amur); 681013, Komsomolsk-on-Amur, 27 Lenin str. E-mail: ckr@knastu.ru

Сатаева Ирина Владимировна – студентка магистратуры по направлению «Материаловедение и технология материалов» Комсомольского-на-Амуре государственного технического университета (Россия, Комсомольск-на-Амуре); 681013, г. Комсомольск-на-Амуре, ул. Ленина, 27. E-mail: irinka-93_93@mail.ru

Ms. Irina V. Sataeva – Master's Degree student major in Materials and Materials Technology, Komsomolsk-on-Amur Technical University (Russia, Komsomolsk-on-Amur); 681013, Komsomolsk-on-Amur, 27 Lenin str. E-mail: irinka-93_93@mail.ru

Аннотация. В статье приведены результаты исследований по локальному лазерному легированию нержавеющей стали 12Х18Н10Т, которая не поддается закалке, но широко используется в пищевой, химической, нефтеперерабатывающей промышленности и других областях. Легирование осуществлялось графитом, которое обеспечивало повышение содержания в стали углерода и увеличение поверхностной прочности. Показаны особенность структурных превращений, приводящих к упрочнению поверхностей, и характер распределения микротвердости по глубине модифицированного слоя.

Summary. The article presents the research of local laser alloying of stainless steel 12X18H10T. The steel resists quenching, but it is widely used in food, chemical, oil-processing and other industries. The alloying was carried out by graphite that provided carbon increase in steel and improvement of surface capacity. The article shows details of the structural transformations leading to surfaces hardening, and micro hardness spreading inside the modified layer.

Ключевые слова: нержавеющая сталь, закалка, легирование, лазерная обработка, углерод, микроструктура, дендриты, микротвердость.

Key words: stainless steel, quenching, alloying, laser processing, carbon, microstructure, dendrites, micro hardness.

УДК 621.74:669.131

Введение

Нержавеющая сталь аустенитного класса 12Х18Н10Т обладает высокими коррозионными свойствами и химической инертностью, поэтому широко используется в пищевой, фармацевтической, химической и нефтеперерабатывающей промышленности. Из этой стали изготавливаются не только технологические трубопроводы, сосуды и различные емкости, но и рабочие органы смесителей, режущих и дробильных аппаратов, которые в процессе эксплуатации подвергаются изнашиванию. Существенным недостатком этой стали является то, что она не поддается закалке из-за низкого содержания углерода и не может быть упрочнена технологиями, в которых используются концентрированные тепловые источники.

Эффективным способом поверхностного упрочнения и повышения износостойкости является локальное лазерное легирование, заключающееся в предварительном нанесении на упрочняемую поверхность обмазки определенного химического состава, а затем лазерном воздействии на нее. В зависимости от энергии лазерного излучения формирование поверхностных структур реализуется по различным алгоритмам, включающих образование новых химических соединений, диффузию химических элементов покрытия, конвекционные процессы массопереноса при образовании расплава, генерацию дефектов кристаллического строения, полиморфные превращения материала в зоне лазерного воздействия и др. [1; 2; 3]. Теоретические основы локального лазерного легирования достаточно исследованы и освещены в печати. Имеются обоснованные рекомендации по применению различных химических элементов и соединений в качестве легирующих обмазок, а также их эффективность с точки зрения повышения износостойкости, коррозионной стойкости, контактной прочности и т.п. [2]. Однако на сегодняшний день нет промышленно изготавливаемых легирующих обмазок, поэтому каждое заинтересованное предприятие само их производит, тем более, что на рынке имеются практически все необходимые для этого компоненты. Наиболее простой легирующей обмазкой является графитовая, состоящая из порошкового графита и клея.

В статье приведены результаты исследований по локальному лазерному легированию нержавеющей стали аустенитного класса с использованием графитовой обмазки для получения упрочненных поверхностных структур.

Методика исследования

Исследования проводились на квадратных образцах 40x40 мм толщиной 2,0 мм из нержавеющей стали 12Х18Н10Т. Локальное лазерное легирование осуществлялось путем предварительного нанесения на обрабатываемую поверхность графитового покрытия и ее последующей лазерной обработкой. Графитовый порошок получали путем измельчения металлургических графитовых стержней. Легирующее покрытие представляет смесь порошкового графита и 5,0 % раствора канифоли в этиловом спирте. Покрытие наносилось тонким слоем, толщина которого после высыхания и часовой выдержки в сушильной камере при температуре 80 °С составляла 0,1...0,15 мм.

Лазерную обработку проводили на технологической установке LRS-300 с длиной волны инфракрасного излучения $\lambda = 1,06$ мкм и равномерном (прямоугольном) распределении плотности мощности на площади пятна воздействия. Упрочненная поверхность представляла совокупность параллельных полос, состоящих из пятен лазерного воздействия с коэффициентом перекрытия $k_{\text{п}} = 0,75$. Энергетические режимы лазерной обработки обеспечивались сочетанием напряжения накачки квантрона (U), длительности импульса (t) и диаметра пятна лазерного воздействия (d). Энергия излучения (W) измерялась датчиком, встроенным в конструкцию установки, а ее значение выводилось на монитор. Удельная энергия (E) и плотность мощности излучения (B) рассчитываются по формулам

$$E = \frac{4W}{\pi d^2}, \quad B = \frac{E}{t}.$$

Режимы лазерной обработки приведены в табл. 1.

Таблица 1

Режимы лазерной обработки

Номер режима лазерной обработки	Напряжение накачки квантрона U , В	Длительность импульса t , мс	Энергия излучения W , Дж	Диаметр пятна лазерного воздействия d , см	Удельная энергия излучения E , Дж/см ²	Плотность мощности излучения $B \cdot 10^5$, Вт/см ²
1	450	0,5	2,4	0,19	89,69	1,69
2		1,0	6,4		225,84	2,26
3		2,0	15,0		529,32	2,65
4		3,0	23,0		811,62	2,71

Травление металлографических шлифов проводилось раствором глицерина, соляной и азотной кислоты в соотношении 4:4:3. Цифровое изображение микроструктуры фиксировалось с помощью металлографического микроскопа Nikon MA-200 при 1000-кратном увеличении. Обработка изображений осуществлялась программой Image.Pro.Plus.5.1, включающей корректировку резкости и контрастности, калибровку в соответствии с кратностью увеличения и снятие контрастной маски. Структурная организация подповерхностного слоя количественно оценивалась следующими показателями: площадь (F_i) и периметр (P_i) каждого структурного объекта, а также их количество (N), зафиксированные на определенном участке металлографического шлифа площадью F_ϕ .

Исходя из предположения, что упрочнение материала связано с торможением подвижных дислокаций при пластической деформации, а наиболее активно блокирование дислокаций производится границами зерен и раздела фаз, в качестве комплексного показателя структурной организации была принята удельная длина границ, рассчитываемая по формуле [4; 5]

$$q_{уд} = \frac{\sum_{i=N} P_i}{F_\phi}.$$

Микротвердость определялась с помощью микротвердомера HNV-2 (Shimadzu Corporation) при нагрузке 0,49 Н. На основании многократных повторений вычислялись средние значения микротвердости и среднеквадратичное отклонение.

Результаты исследования

На рис. 1 приведены микроструктуры исследуемой стали в исходном состоянии и после импульсной лазерной обработки на режимах, приводящих к оплавлению поверхностного слоя. Микроструктура нержавеющей стали 12X18H10T в исходном состоянии отличается однородностью, т.е. размер зерен между собой различается незначительно. Наблюдаемая полосчатость и наличие двойниковых границ являются дефектами структуры, наведенными пластической деформацией при раскатке листового материала, которые полностью не устранены отжигом. Высокая плотность точечных образований указывает на присутствие в структуре дисперсных частиц, которые могли выделиться при отжиге.

Поверхностная микроструктура, полученная в результате импульсного лазерного воздействия, существенно отличается от исходной. Низкая плотность точечных структурных объектов указывает, что большинство легирующих компонентов находятся в растворенном состоянии и не подвергались в процессе охлаждения разложению. Поверхностная архитектура имеет четко различимые слои со своей структурной организацией. Верхний слой является результатом кристаллизации расплава, протекающего на фоне высоких скоростей охлаждения и градиентов температур, а слой, расположенный ниже, представляет зону термического влияния (ЗТВ). Учитывая, что температура полиморфных превращений исследуе-

мой стали лежит в области отрицательных значений по шкале Цельсия, в ЗТВ отсутствует закаленная мартенситная структура.

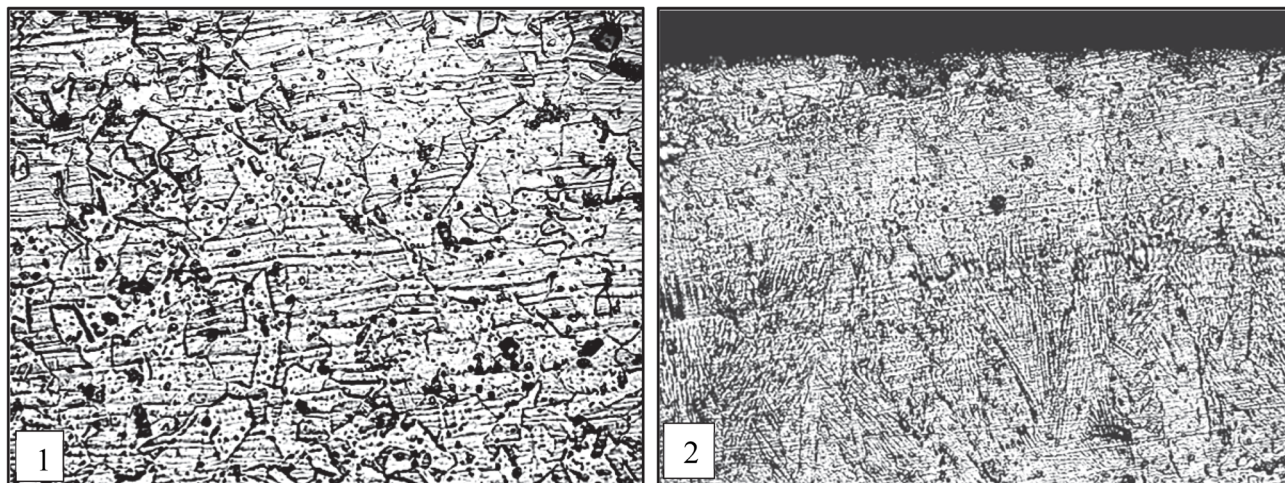


Рис. 1. Микроструктура нержавеющей стали 12Х18Н10Т: 1 – в исходном состоянии; 2 – после импульсной лазерной обработки при $E = 225,84 \text{ Дж/см}^2$

Структура, сформированная в результате кристаллизации расплава, состоит из двух подслоев. Самый верхний подслой состоит из мелких равноосных зерен, которые плавно переходят в вытянутые кристаллиты, ориентированные вдоль градиента температур. Вытянутые кристаллиты сменяются дендритами первого порядка, а далее следует ЗТВ. Между подслоем с равноосными и вытянутыми зернами и подслоем с дендритным строением четко выделяется граница раздела.

Характер кристаллизации расплава и образующаяся при этом структура определяются скоростью образования центров кристаллизации и скоростью роста кристаллов, которые в свою очередь зависят от динамических параметров теплового поля, таких как: скорость охлаждения, температура перегрева и градиент температуры. Зеренное строение самого верхнего слоя указывает, что в этой зоне процессы, связанные со скоростью роста кристаллов, преобладали над процессами, зависящими от скорости образования центров кристаллизации, а сама эта область относительно долго находилась в диапазоне высоких температур и была подвержена более низкой скорости охлаждения [6].

Дендритное строение следующего подслоя в значительной степени определяется градиентом температур. Наличие преимущественно дендритов первого порядка указывает на высокие скорости охлаждения и градиенты температур.

Лазерная обработка при отсутствии легирующего покрытия приводит к повышению удельной длины границ, и эта закономерность носит общий характер [6; 7]. Так, при энергии лазерного импульса $E = 225,84 \text{ Дж/см}^2$ происходит увеличение удельной длины границ с $q_{\text{уд}} = 0,2921 \text{ 1/мкм}$ до $q_{\text{уд}} = 0,7115 \text{ 1/мкм}$, но при этом повышение микротвердости сформированной структуры не наблюдается. Указанный факт можно объяснить тем, что свободная энергия границ, несмотря на их развитость, остается низкой, поэтому они не способны оказывать активное сопротивление скольжению подвижных дислокаций при пластической деформации. Слабая химическая активность структуры при травлении металлографического шлифа подтверждает это предположение [8]. Микротвердость структуры после лазерной обработки независимо от режимов излучения снизилась с $\text{HV} = 2500 \text{ МПа}$ до $\text{HV} = 2100 \dots 2300 \text{ МПа}$.

На рис. 2 приведены микроструктуры поверхностных слоев после локального лазерного легирования углеродом, полученных на различных режимах лазерного излучения. Несмотря на кажущееся разнообразие, все упрочненные поверхностные структуры имеют общее строение, состоящее из отдельных слоев, ширина которых зависит от режимов лазерной

обработки. Верхний слой имеет мелкодисперсное строение с преобладанием зерен равноосной, круглой и глобулярной формы, затем следует слой, состоящий из дендритов первого порядка, а далее располагается слой из дендритов с небольшими отростками второго порядка. Завершает слоистое строение зона термического влияния, плавно переходящая в структуру исходного материала. При формировании упрочненного поверхностного слоя на низких энергетических режимах лазерной обработки указанные слои имеют относительно небольшие толщины, и все они уместаются на одном снимке. Это повышает наглядность их восприятия (см. рис. 2(1)).

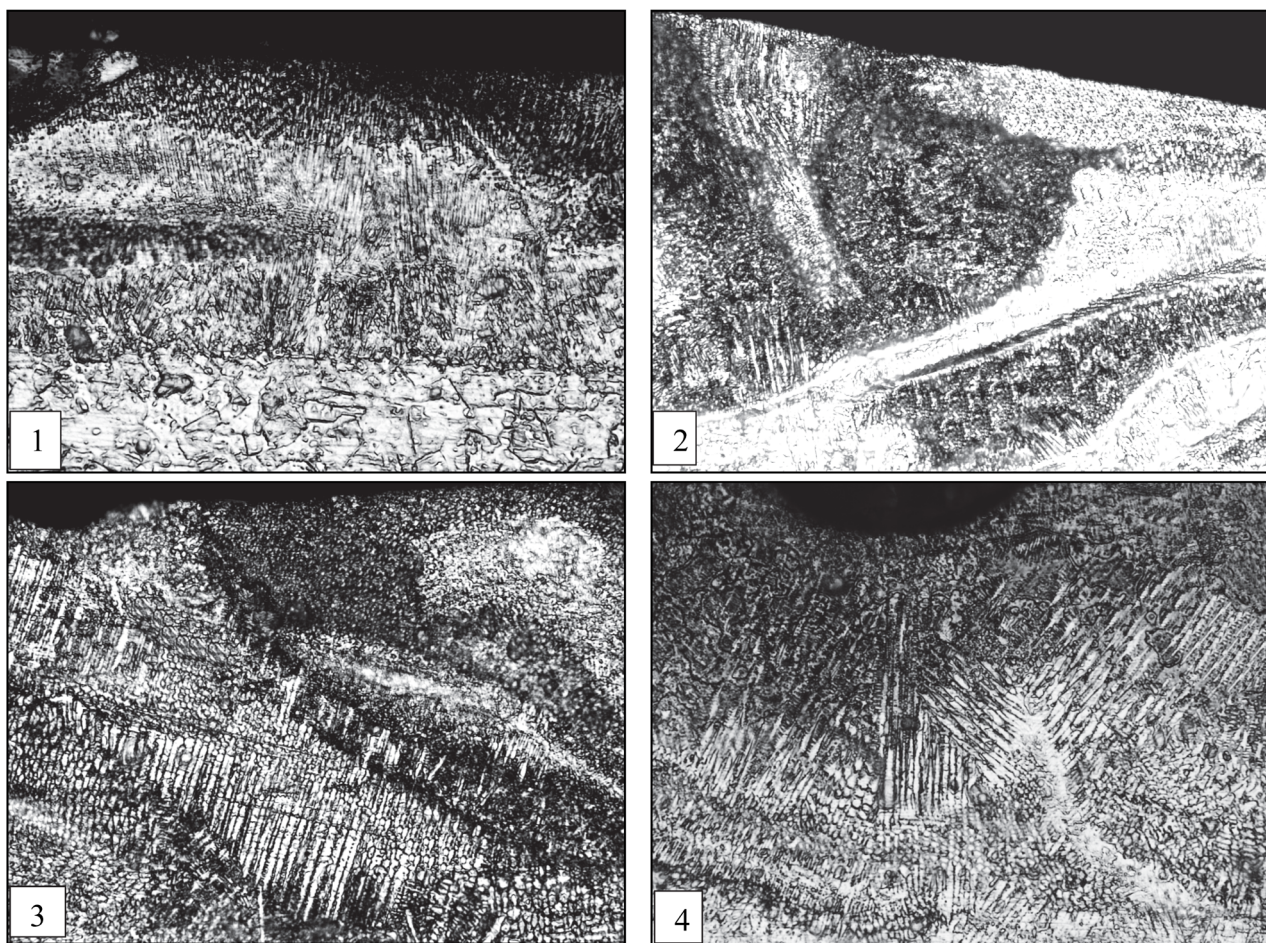


Рис. 2. Микроструктура упрочненного поверхностного слоя после лазерного локального легирования на различных режимах: 1 – $E = 89,69 \text{ Дж/см}^2$; 2 – $E = 225,84 \text{ Дж/см}^2$; 3 – $E = 529,32 \text{ Дж/см}^2$; 4 – $E = 881,62 \text{ Дж/см}^2$

Мелкодисперсные зерна самого верхнего слоя располагаются хаотично, не образуя никаких упорядоченных комбинаций. Это указывает на то, что формирование такой структуры происходило на фоне активных конвекционных процессов массопереноса, когда его температура была близка к температуре кипения расплава. Разная степень травления отдельных участков связана с неоднородностью распределения химического потенциала, вызванного неравномерной концентрацией углерода и других легирующих элементов. Такие участки хорошо просматриваются на рис. 2(2) и рис. 2(3).

Слой, состоящий из дендритов первого порядка, отличается структурной и химической однородностью. Дендриты первого порядка имеют четкую ориентацию вдоль градиентов температур, при этом наблюдается их группирование в упорядоченные комбинации со слабо выраженной общей границей. Каждое упорядоченное образование из дендритов первого порядка наследственно развивается из исходного аустенитного зерна, при этом граница

исходного зерна проецируется на границу упорядоченной дендритной комбинации. То, что все дендриты первого порядка ориентируются в одном направлении, указывает на высокую исходную температуру расплава, при которой произошло полное нарушение исходной кристаллографической ориентации, а на процесс последующей кристаллизации сильное влияние оказывали градиенты температур и направление тепловых стоков. Структура, состоящая из дендритов первого порядка, хорошо видна на рис. 2(1) и рис. 2(4).

Слой, состоящий из дендритов второго порядка, наследственно более тесно связан с исходной аустенитной структурой. Упорядоченные группы таких дендритов развиваются, как правило, в пределах исходного аустенитного зерна, поэтому они имеют разную ориентацию и четко выраженную общую границу раздела (см. рис. 2(3) и рис. 2(4)).

Микроструктура, сформированная в результате локального лазерного легирования, отличается низкой развитостью границ, но высокой свободной энергией. Последнее подтверждается высокой степенью травления металлографического шлифа. Округлые и глобулярные зерна обеспечивают низкую удельную длину границ, это же относится и к дендритам первого порядка. Дендриты второго порядка обеспечивают большую развитость границ, но учитывая, что отростки дендритов второго порядка имеют малые размеры, их вклад в развитость границ незначителен. Анализ показывает, что после лазерного локального легирования снижение удельной длины границ по сравнению с чисто лазерным воздействием составило более чем в два раза и достигло $q_{уд} = 0,2553...0,3817$ 1/мкм, хотя микротвердость существенно увеличилась.

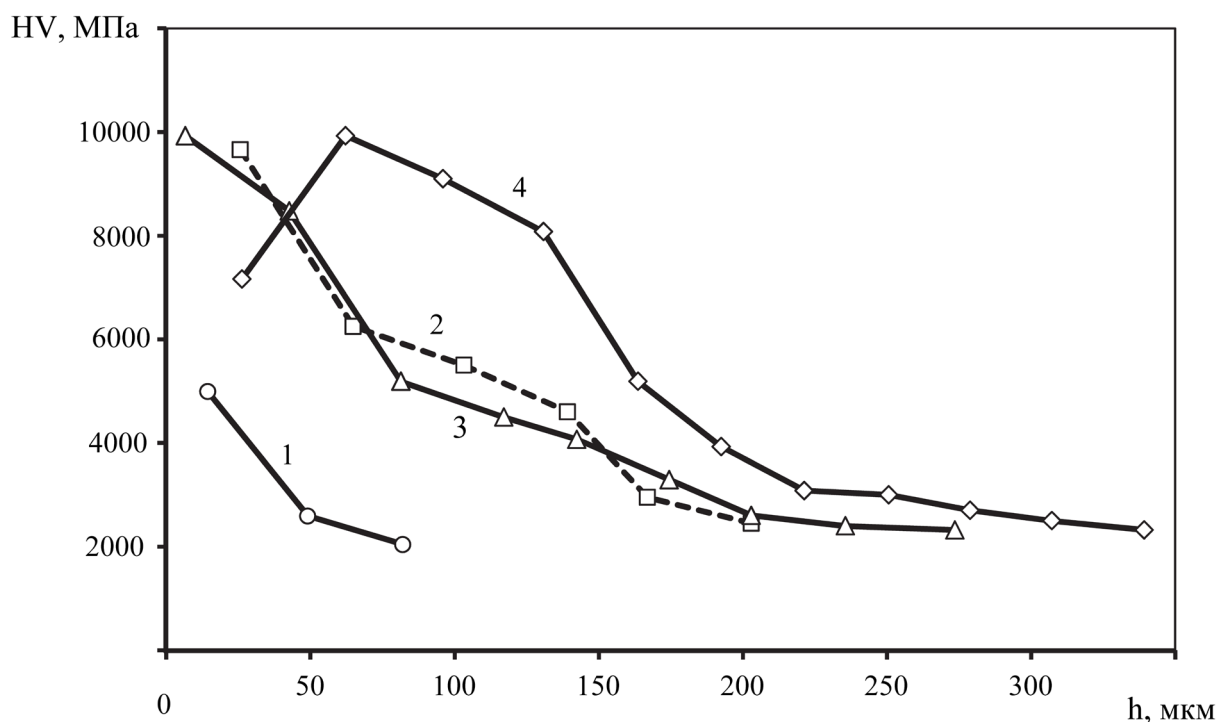


Рис. 3. Распределение микротвердости в поверхностном слое после лазерного локального легирования: 1 – $E = 89,69$ Дж/см²; 2 – $E = 225,84$ Дж/см²; 3 – $E = 529,32$ Дж/см²; 4 – $E = 881,62$ Дж/см²

На рис. 3 показано распределение микротвердости по глубине поверхностного слоя, сформированного в результате локального лазерного легирования. Значения и характер распределения микротвердости наглядно раскрывают положительный эффект локального легирования и роль в этом процессе энергии лазерного излучения. Так, микротвердость исходной структуры в среднем составляла $HV = 2100...2500$ МПа, максимальная величина микротвердости после локального лазерного легирования возросла более чем в 4,5...5,0 раз. С повышением удельной энергии лазерного излучения и длительности импульса микротвердость

вначале увеличивается, а затем стабилизируется на уровне $HV = 9000 \dots 10000$ МПа, а глубина залегания упрочненного слоя монотонно возрастает.

При удельной энергии $E = 881,62$ Дж/см² и длительности импульса $t = 3,0$ мс наблюдается снижение микротвердости самого верхнего слоя. Этот слой относительно долго находился при высокой температуре, и это могло вызвать выгорание углерода или распад закаленной структуры. С повышением длительности лазерного импульса меняется сам характер распределения микротвердости по глубине. Если при малых значениях импульса распределение носит гиперболический характер, то с повышением t появляется максимум. Можно ожидать, что с дальнейшим повышением длительности лазерного импульса положение максимума микротвердости будет смещаться вглубь.

Положительная роль графитового покрытия проявляется не только как источника углерода, а также как светопоглощающего слоя. Это создает благоприятные условия для конвективного и диффузионного переноса углерода и образования карбидных фаз. Диффузионные процессы наиболее активно протекают по границам зерен, вдоль которых формируется карбидная фаза [9]. В результате чего свободная энергия границ возрастает и повышается их способность блокировать скользящие дислокации при пластической деформации.

Заключение

Локальное лазерное легирование с использованием графитового покрытия является эффективным и легко реализуемым способом упрочнения нержавеющей стали аустенитного класса 12X18H10T.

Поверхностная микроструктура, полученная в результате локального лазерного легирования, имеет слоистое строение, состоящее из подслоя, образованного жидкофазной закалкой, и зоны термического влияния, включающего участки твердофазной закалки. В структуре подслоя, сформированного из жидкой фазы, различаются отдельные зоны, отличающиеся характером кристаллизации, типом образующихся кристаллитов, упорядоченностью и ориентацией дендритов.

Значения микротвердости и характер ее распределения по глубине определяются режимами лазерного воздействия, при этом с повышением энергии лазерного излучения микротвердость самого верхнего слоя вначале возрастает и затем стабилизируется на уровне $HV = 9000 \dots 10000$ МПа, а глубина измененного слоя увеличивается.

Графитовое покрытие является не только источником углерода, вызывающего развитие закалочных структур, но и светопоглощающим слоем.

ЛИТЕРАТУРА

1. Взаимодействие лазерного излучения с металлами / А. М. Прохоров, В. И. Конов, И. Урсу, И. Н. Михэилеску. – М.: Наука, 1988. – 537 с.
2. Григорьянц, А. Г. Лазерная техника и технология. Методы поверхностной лазерной обработки / А. Г. Григорьянц, А. И. Сафонов. – М.: Высш. шк., 1987. – 191 с.
3. Поверхностная упрочняющая обработка с применением концентрированных потоков энергии / А. В. Белый, Е. М. Макушок, И. Л. Соболев, Г. Д. Карпенко. – М.: Наука и техника, 1990. – 78 с.
4. Кан Р. У. Физическое материаловедение / Р. У. Кан, П. Хаазен. – 3-е изд., перераб. и доп.; пер. с англ. – М.: Металлургия, 1987. – 640 с.
5. Ким, В. А. Количественные показатели структурной организации поликристаллических материалов / В. А. Ким, И. В. Белова, С. В. Золоторева // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 20014. – Т. 80. – № 4. – С. 43-46.
6. Ким, В. А. Лазерное упрочнение инструментальной стали SKD61 / В. А. Ким, А. В. Усатый, Ш. А. Каримов // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2015. – № 1. – С. 15-20.
7. Ким, В. А. Структурные превращения при лазерной обработке армко-железа / В. А. Ким, М. С. Кочетков // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2015. – № 7. – С. 13-18.
8. Брандон, Д. Микроструктура материалов. Методы исследования и контроля / Д. Брандон, У. Каплан. – М.: Техносфера, 2004. – 384 с.
9. Мерер, Х. Диффузия в твердых телах / Х. Мерер; пер. с англ. – Долгопрудный: Издательский дом «Интеллект», 2011. – 536 с.

Ри Хосен, Гостищев В. В., Меднева А. В., Химухин С. Н., Астапов И. А.
СИНТЕЗ АЛЮМИНИДА НИКЕЛЯ, УПРОЧНЁННОГО БОРИДОМ МОЛИБДЕНА

Ри Хосен, Гостищев В. В., Меднева А. В., Химухин С. Н., Астапов И. А.
Khosen Ri, V. V. Gostishchev, A. V. Medneva, S. N. Khimukhin, I. A. Astapov

СИНТЕЗ АЛЮМИНИДА НИКЕЛЯ, УПРОЧНЁННОГО БОРИДОМ МОЛИБДЕНА

NICKEL ALUMINIDE SYNTHESIS REINFORCED WITH MOLYBDENUM BORIDE COMPOSITE

Хосен Ри – доктор технических наук, профессор ФГБОУ ВО «Тихоокеанский государственный университет» (Россия, Хабаровск).

Mr. Khosen Ri – Doctor of Engineering, Professor, Pacific National University (Russia, Khabarovsk).

Виктор Владимирович Гостищев – кандидат технических наук, ИМ ХНЦ ДВО РАН (Россия, Хабаровск).

Mr. Victor V. Gostishchev – PhD in Engineering, Far East Branch of the Russian Academy of Science (Russia, Khabarovsk).

Анастасия Витальевна Меднева – аспирантка ФГБОУ ВО «Тихоокеанский государственный университет» (Россия, Хабаровск). E-mail: anasta-91@mail.ru.

Ms. Anastasia V. Medneva – postgraduate student, Pacific National University (Russia, Khabarovsk). E-mail: anasta-91@mail.ru.

Сергей Николаевич Химухин – доктор технических наук, ИМ ХНЦ ДВО РАН, (Россия, Хабаровск).

Mr. Sergei N. Khimukhin – Doctor of Engineering, Far East Branch of the Russian Academy of Science (Russia, Khabarovsk).

Иван Александрович Астапов – кандидат физико-математических наук, ИМ ХНЦ ДВО РАН (Россия, Хабаровск).

Mr. Ivan A. Astapov – PhD in Physical and Mathematical Sciences, Far East Branch of the Russian Academy of Science (Russia, Khabarovsk).

Аннотация. Изучены условия получения композиционного материала NiAl-Mo₂B₅ при проведении термически сопряжённых реакций самораспространяющегося высокотемпературного синтеза с восстановительной алюминотермической стадией. Установлен элементный и фазовый состав полученного композита. Исследована микроструктура. Показано, что композит состоит из интерметаллидной фазы NiAl с включениями Mo₂B₅.

Summary. The authors study obtaining a composite material NiAl - Mo₂B₅ while carrying out thermally coupled reactions of self-propagating high-temperature synthesis with a deoxidizing aluminothermal stage. The authors established ultimate and phase composition of the obtained composite. The microstructure is studied. It is shown that the composite consists of the intermetallic phase NiAl with Mo₂B₅ inclusions.

Ключевые слова: композиционный материал, высокотемпературный синтез, алюминид никеля, борид молибдена, микроструктура, микротвёрдость.

Key words: composite, high-temperature synthesis, nickel aluminide, molybdenum boride, microstructure, microhardness.

УДК 546.05

Интенсивное развитие современной техники выдвигает на первый план фундаментальные задачи создания материалов с высоким комплексом свойств, способных обеспечить повышение ресурса работы деталей машин в экстремальных условиях. Большими потенциальными возможностями в плане создания материалов с уникальными свойствами обладают

интерметаллидные сплавы системы NiAl [1]. Значительное внимание исследователей привлекают материалы с композитной структурой на основе алюминидов никеля, упрочнённых включениями тугоплавких соединений переходных металлов (например, боридами). Эти материалы обладают повышенной термической устойчивостью за счёт вхождения в их структуру тугоплавких фаз внедрения [2]. Проблема получения алюминидов никеля и композитов на их основе решается в настоящее время путём использования, главным образом, традиционных литейных технологий и порошковой металлургии, которые отличаются многостадийностью технологических циклов, большими энергозатратами, малой производительностью и не всегда обеспечивают требуемое качество целевых продуктов [3]. Определённые перспективы для получения композиционных материалов с упрочняющей керамикой представляет использование термитных процессов: металлотермии и самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) [4].

Особый интерес исследователей для получения композиционных материалов вызывает использование термически сопряжённых реакций СВС с восстановительной стадией. В частности, в настоящей работе рассматриваются условия получения литого композиционного материала из алюминида никеля и борида молибдена путём последовательного проведения реакций высокотемпературного синтеза компонентов композита.

В качестве исходных компонентов реакционных смесей использовались (чистота, в масс.%): оксид никеля NiO – 98.9; оксид молибдена MoO₃ – 98.5; карбид бора B₄C – 95.7; порошок алюминия Al – 99.5, средний размер частиц 50 мкм; кальций фтористый CaF₂ марки «Ч».

Фазовый состав сплавов определялся на дифрактометре ДРОН-7. Микроструктура и элементный состав исследовался с помощью электронного микроскопа Hitachi SU-70 с приставками для элементного анализа. Микротвёрдость определялась методом наноиндентирования с помощью специального модуля атомно-силового микроскопа НТ-МДТ «Прима». Термический анализ выполнялся на дериватографе Q-1000 °С.

Для получения композиционных материалов использовали специально изготовленный реактор (см. рис. 1).

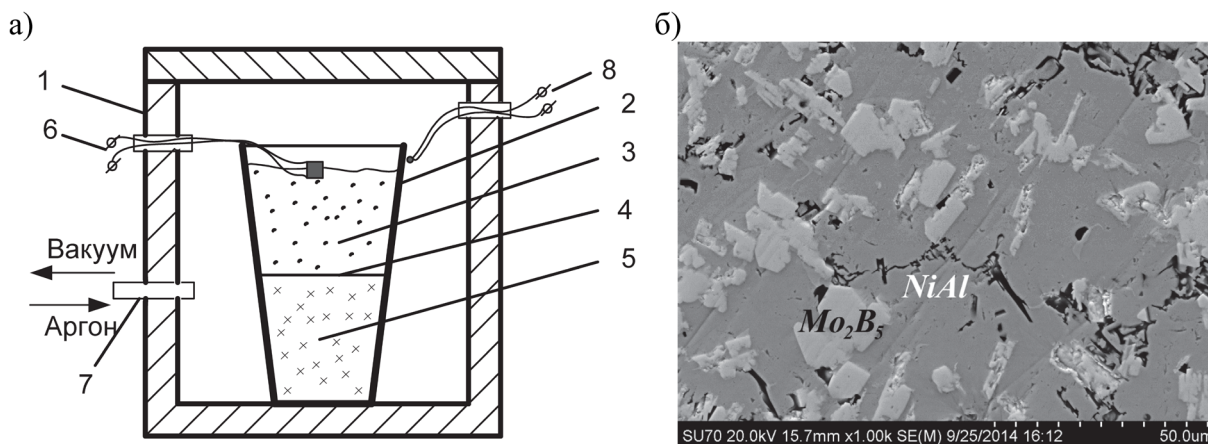


Рис. 1. Схема реактора с тиглем (а) и структура полученного материала (б)

Металлотермическая плавка проводилась в жаропрочных металлических тиглях 2, футерованных огнеупорным материалом. Шихта готовилась в виде двух слоёв различного состава: в верхней части тигля 3 располагалась смесь реагентов для синтеза алюминида никеля (смесь 1), в нижней части 5 помещалась смесь для синтеза борида молибдена (смесь 2). Тигель с шихтой из двух смесей, разделённых алюминиевой фольгой 4, помещался в реактор 1. Реактор герметизировался и заполнялся аргоном 7. Металлотермическую реакцию локально инициировали электрозапалом сверху 6. Далее реакция протекала без внешнего подогрева, для оценки температуры процесса использовали термопару 8. Образовавшийся в верх-

ней части расплав алюминид никеля прожигал алюминиевую фольгу, воспламенял нижнюю смесь реагентов, и синтез борид молибдена протекал совместно с расплавом интерметаллида. Это обуславливает перемешивание расплавов матричной и армирующей фазы целевого материала. В результате плавки образовывались продукты двух видов: металлическая фаза в форме компактного слитка и шлак, легко отделяющиеся друг от друга.

Процесс получения композиционного материала с определённой долей приближения может быть представлен в виде суммы частных реакций синтеза отдельных компонентов композита. На первом этапе происходит формирование алюминид никеля через стадию восстановления оксида никеля алюминием по реакции 1 (см. табл. 1). На втором этапе синтез борид молибдена протекает через стадию восстановления исходных реагентов таким образом, что оксид молибдена и карбид бора восстанавливаются алюминием до элементов. В свою очередь молибден и бор взаимодействуют, образуя борид. Суммарно, с определённой долей приближения, процесс может быть описан уравнением реакции 2.

Таблица 1

Термодинамические параметры реакций

№ реакции	Реакция	ΔG_{1000K}^0 , кДж/моль	$T_{ад}$, К	Концентрация алюминия, кг/кг оксида
1	$3NiO + 2Al = 3Ni + Al_2O_3$	-944	3200	0.24
2	$2MoO_3 + 3/2B_4C + 2Al = Mo_2B_5 + Al_2O_3 + 1/2B_2O_3 + 3/2CO$	-1660	2200	0.20

Принципиальную возможность получения композиционного материала определяют на основании термодинамической оценки реакций синтеза отдельных компонентов. Результаты термодинамического анализа показывают, что вероятность прохождения реакций высокая: изменению величины энергии Гиббса (ΔG , кДж/моль) соответствуют большие отрицательные числовые значения, адиабатическая температура достаточна для распространения фронта горения (см. табл. 1).

Учитывая, что обе реакции термически сопряжены, температура, развивающаяся в алюминотермической системе, в целом достаточна для её расплавления и получения продукта в виде двухфазного высокотемпературного расплава, в котором капли металлической фазы распределены в оксидной среде. Например, в системах NiO–Al, MoO₃–Al реальная температура достигает 2400 – 2500 °С [5].

Состав исходной шихты для синтеза композиционного материала устанавливали с учётом стехиометрического соотношения реагентов в основных реакциях синтеза (реакции 1, 2). Очевидно, что для успешного формирования алюминид никеля и борид молибдена необходимо обеспечить в составе шихты избыток алюминия. Эксперименты показали, что по мере увеличения избытка восстановителя в составе верхней части шихты значительное его количество переходит в сплав, не участвуя в восстановлении. Тем самым создаются необходимые для синтеза алюминид никеля условия. При этом скорость горения металлтермической смеси прогрессивно ускоряется, не исключён вынос вещества из тигля. Разбавление реакционной системы путём введения инертных порошков CaO, CaF₂ приводит к снижению скорости горения. В то же время инертные добавки снижают вязкость оксидной фазы и влияют на длительность высокотемпературной выдержки, что обеспечивает полноту выхода целевого продукта в металлический слиток. В результате конечным продуктом реакций является высокотемпературный расплав, в котором вследствие различия в плотностях происходит разделение металлической и оксидной фаз. Охлаждённые продукты синтеза отчетливо разделены на металлический и оксидный слой.

Реакции, моделирующие реальный процесс синтеза композиционного материала, охарактеризованы методом дифференциального термического анализа. Термографирование смесей 1 и 2 проводили отдельно при стехиометрическом соотношении реагентов (см. рис. 2). В результате установлено, что восстановление оксида никеля вступает в активную фазу после расплавления алюминия при $\sim 659^\circ\text{C}$ и протекает по гетерогенному механизму при $880 - 1100^\circ\text{C}$. Термические превращения в системе $\text{MoO}_3\text{-V}_4\text{C-Al}$ начинаются с расплавления алюминия при $\sim 659^\circ\text{C}$, далее описываются двумя экзотермическими эффектами, которые отвечают реакциям восстановления оксида молибдена алюминием в интервале $720 - 800^\circ\text{C}$ и синтеза борида молибдена при $800 - 900^\circ\text{C}$.

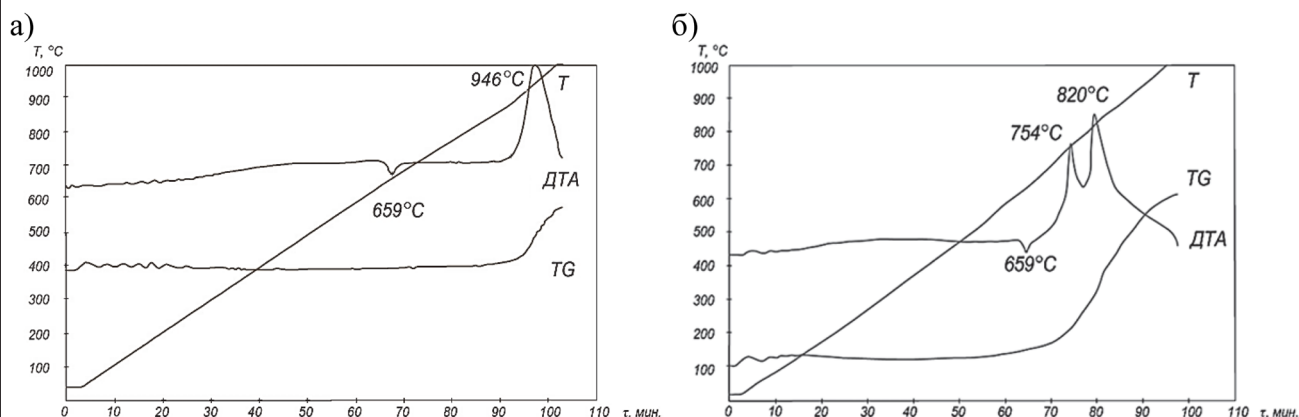


Рис. 2. Термограммы восстановления оксида никеля (а) и синтеза борида молибдена (б)

В ходе экспериментов синтезирован алюминид никеля NiAl , а также композиционный материал на основе алюминида никеля и борида молибдена состава $\text{NiAl-Mo}_2\text{B}_5$. Результаты получения сплавов приведены в табл. 2. Выход металлов в сплавы составляет $84 - 87$ масс. %.

Таблица 2

Условия получения, состав и свойства алюминидов никеля

№ реак-ции	Состав исходной шихты	Содержание элементов в сплаве, масс.% (остальное – примеси)				Фазовый состав	Микротвёрдость, ГПа
		Ni	Al	Mo	B		
1	NiO - Al - CaF ₂ 1 : 0.45 : 0.5	68.1	31.7	-	-	NiAl	7.17 ± 0.62
2а	NiO - Al - CaF ₂ 1 : 0.5 : 0.5	51.6	21.9	19.5	5.3	NiAl	8.44 ± 1.27
2б	MoO ₃ - V ₄ C - Al 1 : 0.15 : 0.4					Mo ₂ B ₅	24.40 ± 3.80

Результаты элементного и рентгенофазового анализов указывают, что в образце № 1 образуется фаза NiAl (см. табл. 2). В процессе синтеза композиционного материала происходит формирование фаз NiAl и Mo_2B_5 , объёмное содержание которых составляет $67.0 - 74.8\%$ и $23.5 - 30.2\%$ соответственно. Микроструктура композиционного материала представлена основной фазой интерметаллида NiAl с включениями борида молибдена Mo_2B_5 , средний размер которых составляет 46.3 ± 0.8 мкм (см. рис. 1, б).

Получен литой композиционный материал на основе алюминида никеля и борида молибдена путём проведения термически сопряжённых высокотемпературных реакций синтеза компонентов. Термодинамическая оценка вероятности проведения реакций синтеза согласо-

ется с экспериментальными данными. По результатам рентгенофазового и элементного анализов полученный композиционный материал идентифицируется как алюминид состава NiAl, упрочнённый фазой внедрения Mo₂B₅, объёмное содержание которой 23.5 – 30.2 % и микротвёрдость 24.40 ± 3.80 ГПа.

ЛИТЕРАТУРА

1. Структура и свойства интерметаллидных материалов с нанозначным упрочнением: моногр. / Ю. Р. Колобов [и др.]; под науч. ред. Е. Н. Каблова и Ю. Р. Колобова. – М.: МИСиС, 2008. – 326 с.
2. Фаткулин, О. Х. Модифицирование жаропрочных никелевых сплавов дисперсными частицами тугоплавких соединений / О. Х. Фаткулин, А. А. Офицеров // Литейное производство. – 1993. – № 4. – С. 13-14.
3. Банных, О. А. Интерметаллиды – новый класс лёгких жаропрочных и жаростойких материалов / О. А. Банных, К. Б. Поварова // Технология лёгких сплавов. – 1992. – № 5. – С. 26-32.
4. Итин, В. И. Высокотемпературный синтез интерметаллических соединений / В. И. Итин, Ю. С. Найбороденко. – Томск: НИИ прикладной математики и механики при Томском гос. ун-те, 1989. – 209 с.
5. Подергин, В. А. Металлотермические системы / В. А. Подергин. – М.: Металлургия, 1992. – 272 с.



Химухин С. Н., Еремина К. П., Ри Хосен, Ри Э. Х., Черномас В. В.
S. N. Khimukhin, K. P. Eremina, Khosen Ri, E. H. Ri, V. V. Chernomas

ПОВЕРХНОСТНОЕ ПЛАСТИЧЕСКОЕ ДЕФОРМИРОВАНИЕ ЭЛЕКТРОИСКРОВЫХ ПОКРЫТИЙ

SURFACE PLASTIC DEFORMATION OF ELECTRO-SPARK COATINGS

Химухин Сергей Николаевич – доктор технических наук, доцент, заведующий лабораторией «Конструкционные и инструментальные материалы» Института материаловедения Хабаровского научного центра Дальневосточного отделения Российской академии наук (Россия, Хабаровск).

E-mail: ximuxin@yandex.ru.

Mr. Sergei N. Khimukhin – Doctor of Engineering, Associate Professor, Constructive and tool material laboratory chief, Institute of Materials, Khabarovsk Scientific Centre, Far East Branch of the Russian Academy of Science (Russia, Khabarovsk). E-mail: ximuxin@yandex.ru.

Еремина Ксения Петровна – инженер кафедры «Литейное производство и технология металлов» Тихоокеанского государственного университета (Россия, Хабаровск). E-mail: bksenya_p@bk.ru.

Ms. Ksenia P. Eremina – Engineer, Foundry production and Metal Technologies Department, Pacific National University (Russia, Khabarovsk). E-mail: ximuxin@yandex.ru.

Ри Хосен – доктор технических наук, профессор кафедры «Литейное производство и технология металлов» Тихоокеанского государственного университета (Россия, Хабаровск).

Mr. Ri Khosen – Doctor of Engineering, Professor, Foundry production and Metal Technologies Department, Pacific National University (Russia, Khabarovsk).

Ри Эрнст Хосенович – доктор технических наук, профессор, заведующий кафедрой «Литейное производство и технология металлов» Тихоокеанского государственного университета (Россия, Хабаровск). E-mail: erikri999@mail.ru.

Mr. Ri Ernst Kh. – Doctor of Engineering, Professor, Head of Foundry production and Metal Technologies Department, Pacific National University (Russia, Khabarovsk). E-mail: erikri999@mail.ru.

Черномас Вадим Владимирович – доктор технических наук, профессор Комсомольского-на-Амуре государственного технического университета (Россия, Комсомольск-на-Амуре).

E-mail: userman10@mail.ru.

Mr. Vadim V. Chernomas – Doctor of Engineering, Professor, Komsomolsk-on-Amur State Technical University (Russia, Komsomolsk-on-Amur). E-mail: userman10@mail.ru.

Аннотация. Приведены результаты исследований влияния поверхностного пластического деформирования (ППД) на параметры поверхности покрытий, сформированных методом электроискрового легирования (ЭИЛ). В качестве установки для ППД использовали комплекс безабразивной ультразвуковой финишной обработки (БУФО). При БУФО бронзы была установлена необходимость нескольких проходов индентора БУФО для существенного снижения параметров шероховатости поверхности. Изучено влияние БУФО на показатели шероховатости интерметаллидных покрытий на стали 20Х13. Показана перспективность использования БУФО для уменьшения количества поперечных трещин в покрытиях, сформированных методом ЭИЛ. Для оценки эффективности обработки поверхности покрытия методом БУФО предложено дополнительно использовать (наряду с Ra) параметры Rk , Rpk , Rvk , которые более полно позволяют оценить полученную поверхность как трехкомпонентную. Установлено, что количество проходов при обработке интерметаллидных покрытий не должно быть более шести. Показана необходимость учета величины исходной шероховатости для достижения максимальной эффективности процесса обработки.

Summary. The research provides facts about the surface plastic deformation (SPD) effect on the coatings surface parameters formed by electro-spark alloying (ESA). The complex for nonabrasive ultrasonic finishing (NUF) was used as the installation for SPD. It was found out that when processing bronze by NUF several passes of indenter were needed to provide substantial decrease of the surface roughness parameters. The NUF effect on roughness parameters of intermetallic coatings on steel 20X13 was studied. NUF proved to be perspective when it is necessary to reduce the number of transverse cracks in the coatings formed by ESD method. In order to assess the efficiency of coating surface treatment by NUF method the use of additional parameters R_k , R_{pk} , R_{vk} alongside with R_a are recommended as they allow assessing the resulting surface as triple. It is found out that the number of passes during the processing of intermetallic coatings should not exceed 6. For achieving maximum processing efficiency it is necessary to take into consideration the initial roughness value.

Ключевые слова: поверхностно-пластическое деформирование, электроискровое легирование, шероховатость, покрытие.

Key words: surface plastic deformation, electro-spark alloying, roughness, coating.

УДК 621.03; 620.179.16

Повышение эффективности современного машиностроительного комплекса невозможно без получения новых материалов и технологий. Из анализа условий работы большинства деталей следует, что нет необходимости создавать деталь из нового материала целиком, достаточно получить на ее поверхности покрытие. В настоящее время существует большое количество методов, обеспечивающих получения покрытий с заданными свойствами. Каждый из методов имеет свои достоинства и недостатки. Наибольший интерес представляют методы, использующие источники концентрированных потоков энергии (взрывной, плазменный, лазерный). К их числу относится и метод электроискрового легирования, основанный на физическом явлении электроискрового взаимодействия между анодом (обрабатываемым электродом) и катодом (деталью) [1]. Достоинствами метода ЭИЛ является высокая прочность сцепления покрытия и материала основы, возможность нанесения на упрочняемую поверхность любых токопроводящих материалов, в том числе тугоплавких металлов и сплавов, низкая энергоемкость процесса, простота выполнения технологической операции. При этом существует ряд недостатков, которые сдерживают более широкое распространение метода ЭИЛ в промышленном производстве. Наряду с недостаточной изученностью процесса структурообразования в покрытии и отсутствием автоматизированных комплексов по нанесению покрытий необходимо существенно снизить параметры шероховатости поверхности покрытия. Под шероховатостью поверхности понимается как один, так и несколько параметров. Для оценки шероховатости покрытий в данной работе предлагается использовать опыт зарубежных стран (Японии, Германии и др.), где дополнительно к традиционным R_a и R_z используют параметры R_k , R_{pk} и R_{vk} [2]. Условно эти параметры характеризуют окончательно полученную поверхность как трехкомпонентную, состоящую отдельно из выступов (R_{pk}), основного профиля (R_k) и впадин (R_{vk}).

Снижение шероховатости формируемого покрытия необходимо на деталях, работающих при трении-скольжении и в ряде других случаев, например на лопатках газотурбинных агрегатов. В последнем случае создаваемое покрытие должно обладать дополнительно высокой жаростойкостью. Некоторое снижение шероховатости покрытия возможно в рамках самого процесса ЭИЛ. Так, в зависимости от характера движения торцевой поверхности анода используются вибрирующая и вращающаяся головки. При этом максимальная толщина и шероховатость покрытия получается при использовании вибрирующей головки, и наоборот: указанные показатели снижаются при применении вращательной головки. Уменьшить шероховатость можно и подбором энергетического режима электроискровой установки. И все же существенно снизить шероховатость, доведя ее до величины, соответствующей чистовому

режиму токарной обработки, в рамках собственно процесса ЭИЛ невозможно. Из методов, позволяющих уменьшить шероховатость поверхности, наибольшее распространение получило шлифование, меньшее – поверхностное пластическое деформирование [3]. Для ЭИЛ наиболее целесообразно использовать ППД, т.к. толщина полученных слоев (до 0,5 мм) не позволяет применять шлифование. Процесс формирования покрытий методом ЭИЛ фактически является закалкой расплава из жидкого состояния. Высокая скорость охлаждения, по разным оценкам достигающая 10^5 с, при кристаллизации подавляет диффузионные и релаксационные процессы в металле, что приводит к формированию напряжений растяжения в покрытии. Напряжения растяжения достигают больших значений и могут приводить к возникновению характерных поперечных трещин и отслаиванию покрытий по границе с основой. При использовании ППД в обрабатываемом поверхностном слое формируются напряжения сжатия [4], поэтому обработка ППД позволяет не только уменьшить шероховатость поверхности покрытия, но и приводит к уменьшению поперечных трещин в слое. В настоящее время метод ППД реализован на устройствах обкатывания, где рабочий наконечник – индентор воздействует на поверхность обработки посредством статического давления. Менее распространены устройства, осуществляющие безабразивную ультразвуковую финишную обработку [5]. Принцип действия БУФО отличается тем, что индентор производит ударные воздействия на поверхность покрытия с ультразвуковой частотой, поэтому механизм формирования структуры имеет некоторые особенности. В работе исследуется процесс изменения шероховатости интерметаллидных покрытий, полученных методом ЭИЛ при обработке БУФО.

Методика и материалы

В качестве анодов для получения покрытий использовали сплавы алюминидов никеля составов А (мас. %: Ni – 67, Al – 33) , и Б (мас. %: Ni – 79, Al – 20) [6]. Катодными материалами являлась бронза БрО10 и сталь марки 20Х13. Для получения покрытий использовали установки Элитрон 22 А и Корона 1103. После отработки оптимальных режимов нанесения и изучения структуры покрытий было установлено, что наиболее целесообразно использовать установку Корона 1103, поэтому все приведенные в работе покрытия были получены с использованием этой установки. Уменьшение шероховатости поверхности покрытий производилось при использовании комплекса БУФО, включающего ультразвуковой генератор ИЛ10-2.0. Рабочий орган с индентором закрепляли в резцедержателе токарного станка на 3 мм выше центра вращения образца. Покрытие наносилось на торцевую поверхность образца, предварительно обработанную резцом. В используемом комплексе БУФО индентор изготовлен из твердого сплава, что способствует длительному сохранению его исходных размеров без изменений. Для отработки технологии БУФО покрытий обработку проводили по линиям. Индентор ультразвукового инструмента перемещался по линии поперек торцевой поверхности образца, закрепленного неподвижно в патроне токарного станка. В процессе обработки БУФО образец не вращался, поэтому имелась возможность провести различное количество проходов индентора по одной линии. Выбранная схема эксперимента позволяет имитировать изменение шероховатости поверхности образцов при различном количестве обработок. Количество проходов индентора по одной линии было различным (1, 3, 6, 12, 24 и в отдельных случаях 50). Микроструктурные исследования проводили с использованием оптического микроскопа «Planar Micro-200», растрового электронного микроскопа SU-70 Hitachi. Параметры шероховатости поверхности образцов исследовали при помощи профилографа Surfcom1800D фирмы Accretech.

Полученные результаты и обсуждение

На рис. 1 приведена структура поперечных шлифов после нанесения покрытия методом ЭИЛ (рис. 1, а), где видны поперечные трещины, длина которых достигает основы. Из анализа результатов собственных экспериментов и литературных данных можно сделать вывод, что указанные трещины возникают вследствие возникновения в покрытии напряжений

растяжения. После обработки покрытия методом БУФО (рис. 1, б) количество поперечных трещин уменьшается, при этом длина оставшихся трещин существенно меньше. Уменьшение количества трещин обусловлено их завариванием и косвенно свидетельствует об отсутствии оксидных плен на внутренней поверхности большинства трещин. Наличие оксидных плен на внутренней поверхности трещин вне зависимости от ширины их раскрытия не позволяет им завариваться, поэтому в работе стремились уменьшить время между технологическими операциями ЭИЛ и БУФО, что в ряде случаев позволит уменьшить число не заваривающихся трещин в покрытии.

При проведении предварительных экспериментов было установлено, что однократный проход индентора БУФО (обработка один раз) является не достаточным, поэтому необходимо установление оптимального количества проходов. Для этого провели модельный эксперимент с использованием образцов БрО10 без покрытия, после токарной обработки (Ra от 5 до 10 мкм). В качестве критерия эффективности БУФО использовали риски, оставшиеся на поверхности обработки от резца, и структуру измененной поверхности. Из анализа полученных результатов следует, что после однократного прохода индентора на поверхности образцов заметны исходные риски. Увеличение количества проходов индентора до 6 раз существенно снижает количество исходных рисок. После 12 – 24 проходов заметно увеличивается число и размер участков, где заметны признаки пластического деформирования материала. На этих участках обнаружены трещины, характерные для перенаклепанного материала со следами разрушения (деструкция). Дальнейшее увеличение количества проходов (до 50) вызывает рост площади участков с деструкцией. Таким образом, полученные результаты показали, что оптимальное количество проходов индентора не должно превышать 6 даже при обработке относительно пластичного материала БрО10.

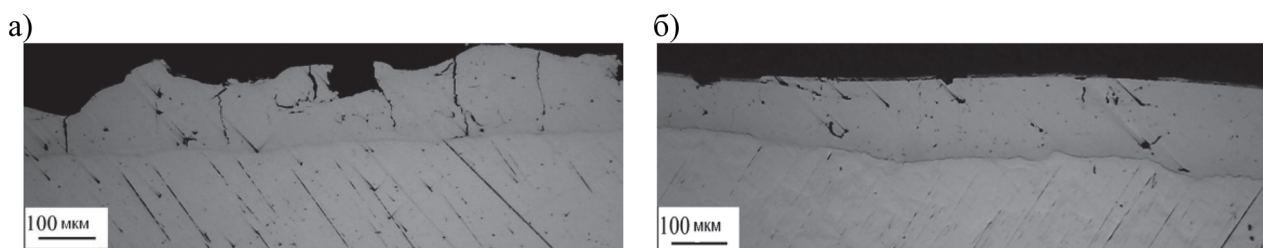


Рис. 1. Микроструктура образцов с покрытиями:
а – после получения покрытия методом ЭИЛ; б – после получения
покрытия методом ЭИЛ и последующей обработки методом БУФО

В качестве объектов для изучения влияния обработки БУФО использовали покрытия, сформированные сплавами А и Б на катодах из стали 20Х13. Как и в предыдущем случае, обработку проводили по линии с различным количеством проходов индентора БУФО по одному месту. Для анализа изменения шероховатости использование только параметров Ra , Rq или Rz не целесообразно, т.к. в основном они предназначены для оценки параметров поверхностей, имеющих регулярность. Поверхность покрытий, полученных методом ЭИЛ, не имеет регулярности, что объясняется стохастическим характером процесса искрообразования [7], который определяет структуру поверхности покрытия. Кроме этого, выбор для оценки эффективности использования БУФО при различном количестве проходов параметров Rk , Rpk и Rvk обусловлен тем, что их снижение в большей степени отражает положительное влияние на уменьшение износостойкости, коррозионной стойкости и жаростойкости. Используемый в работе для получения покрытий интерметаллидный сплав Ni_3Al применяется для жаростойких покрытий.

На рис. 2 приведены гистограммы параметров, изменяющихся в зависимости от количества проходов. Гистограммы представлены в два столбика, которые отражают параметры шероховатости покрытий, нанесенных различными сплавами А и Б (слева – А, справа – Б). Значение «0» на оси абсцисс обозначает исходные значения параметров поверхности после ЭИЛ.

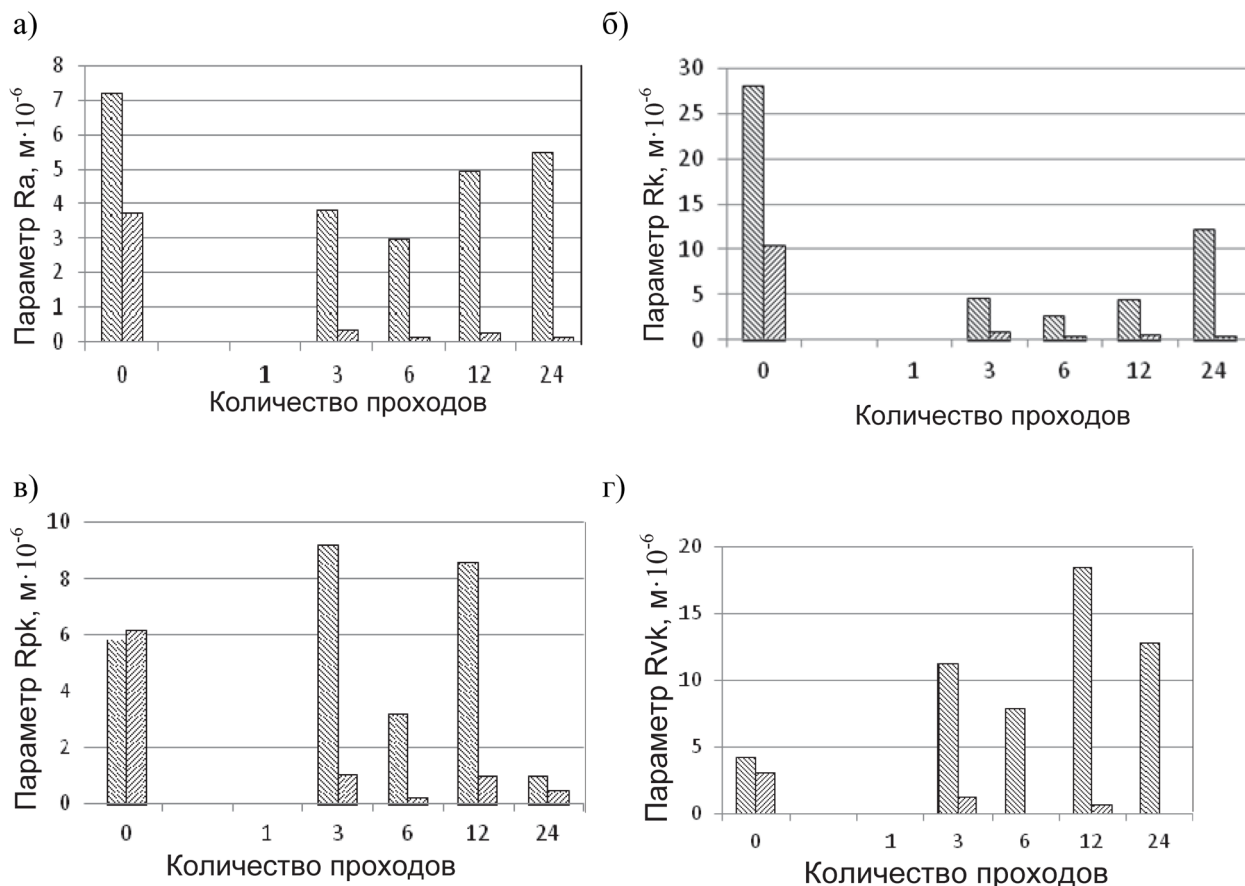


Рис. 2. Параметры шероховатости покрытия, полученного с использованием ЭИЛ и различного количества проходов БУФО:

а – среднее арифметическое отклонение профиля (R_a);

б – глубина неровностей профиля поверхности (R_k);

в – усредненная высота выступов (R_{pk});

г – усредненная глубина впадин профиля (R_{vk})

Как следует из полученных результатов (см. рис. 2), после 3 – 6 проходов индентора параметры R_a , R_k практически не изменяются или даже несколько возрастают (R_{pk} , R_{vk}), поэтому наиболее целесообразно для обработки покрытий использовать 3 – 6 проходов. Интересно, что оптимальное количество проходов индентора при обработке покрытий и сплава БрО10 после токарной обработки существенно не отличается, хотя покрытия сплавами Ni_3Al существенно менее пластичны.

Необходимо отметить существенно большие величины параметров шероховатости при использовании сплава А как после ЭИЛ, так и после различного количества проходов индентора БУФО. Более высокие параметры шероховатости после ЭИЛ объясняются результатами фрактографических исследований, где установлено, что структура сплава А состоит из более крупных структурных составляющих [8]. Последующей обработкой БУФО снизить исходные высокие параметры шероховатости не удастся, поэтому существенное значение

для БУФО имеют исходные параметры шероховатости поверхности. При анализе структуры поверхности покрытий после обработки было замечено наличие некоторого количества срезов микровыступов. По-видимому, эти структурные составляющие возникают в случае, когда исходные параметры шероховатости поверхности больше, чем амплитуда колебания индентора. При таком режиме работы установки БУФО амплитуда колебания индентора уменьшается, что приводит к снижению эффекта пластического деформирования из-за выхода системы прибора из режима резонанса, поэтому для эффективной работы БУФО необходимо учитывать исходные параметры шероховатости поверхности и предусмотреть их уменьшение при изначально высоких значениях.

На основании проведенных исследований можно сформулировать ряд выводов:

1) Финишная обработка интерметаллидных электроискровых покрытий методом БУФО обеспечивает существенное уменьшение числа поперечных трещин в покрытии и снижение параметров шероховатости поверхности.

2) Оптимальное количество проходов индентора БУФО при обработке покрытия, сформированного интерметаллидными сплавами, составляет 3 – 6 раз.

3) Для наиболее эффективной работы БУФО необходимо учитывать исходную шероховатость покрытий.

ЛИТЕРАТУРА

1. Формирование структуры слоя на металлах и сплавах при электроискровой обработке / С. Н. Химухин [и др.]. – Хабаровск: Изд-во ДВГУПС, 2010. – 240 с.
2. Табенкин, А. Н. Шероховатость, волнистость, профиль. Международный опыт / А. Н. Табенкин, С. Б. Тарасов, С. Н. Степанов; под ред. Н. А. Табачниковой. – СПб.: Изд-во Политехн. ун-та, 2007. – 136 с.
3. Смелянский, В. М. Механика упрочнения деталей поверхностным пластическим деформированием / В. М. Смелянский. – М.: Машиностроение, 2002. – 300 с.
4. Особенности формирования субструктуры поверхностного слоя некоторых металлов после электроискрового легирования и поверхностной пластической деформации / А. И. Михайлюк [и др.] // Электронная обработка материалов. – 1995. – № 1.
5. Холопов, Ю. В. Машиностроение: ультразвук: УЗС, БУФО, ГЕО / Ю. В. Холопов. – СПб.: Типография «Береста», 2008. – 328 с.
6. Электродный материал из алюминидов никеля / С. Н. Химухин [и др.] // Вопросы материаловедения. – 2012. – № 3(71). – С. 97-102.
7. Химухин, С. Н. Условия возникновения искрового процесса при низковольтной электроискровой обработке / С. Н. Химухин // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2007. – № 1. – С. 12-15.
8. Получение сплавов на основе алюминидов никеля / С. Н. Химухин [и др.] // Фундаментальные и прикладные проблемы техники и технологии. – 2012. – № 2-6. – С. 75-81.



Проценко А. Е., Телеш В. В.

A. E. Protsenko, V. V. Telesh

**УПРАВЛЕНИЕ АНИЗОТРОПИЕЙ И ПРОЧНОСТНЫМИ СВОЙСТВАМИ
СТЕКЛОПЛАСТИКА ЛОКАЛЬНЫМ ИНГИБИРОВАНИЕМ ПРОЦЕССА
ОТВЕРЖДЕНИЯ**

**HANDLING ANISOTROPY AND STRENGTH OF FIBER-REINFORCED PLASTIC VIA
LOCAL INHIBITION OF THE CURING PROCESS**

Проценко Александр Евгеньевич – аспирант, старший преподаватель кафедры технологии переработки нефти и полимеров Комсомольского-на-Амуре государственного технического университета (Россия, Комсомольск-на-Амуре); 681013, г. Комсомольск-на-Амуре, пр. Ленина, 27. E-mail: protsenko.ae@yandex.ru.

Mr. Alexander E. Protsenko – a postgraduate, Senior Lecturer at the Department of Technology of Oil and Polymers Processing, Komsomolsk-on-Amur State Technical University (Russia, Komsomolsk-on-Amur); 27, Lenin Str., Komsomolsk-on-Amur, 681013. E-mail: protsenko.ae@yandex.ru.

Телеш Василий Васильевич – кандидат химических наук, профессор кафедры технологии переработки нефти и полимеров, декан факультета экологии и химической технологии Комсомольского-на-Амуре государственного технического университета (Россия, Комсомольск-на-Амуре); 681013, г. Комсомольск-на-Амуре, пр. Ленина, 27. E-mail: fnh@knastu.ru.

Mr. Vasilij V. Telesh – PhD in Chemistry, Professor, Department of Technology of Oil and Polymers Processing, Dean of the Faculty of the Ecology and Chemical Technology, Komsomolsk-on-Amur State Technical University (Russia, Komsomolsk-on-Amur); 27, Lenin Str., Komsomolsk-on-Amur, 681013. E-mail: fnh@knastu.ru.

Аннотация. Показана возможность увеличения прочностных свойств ПКМ, уменьшения анизотропии прочности при статическом изгибе. Полученный эффект достигается за счёт локального ингибирования пакета препрега. При отверждении препрегов методом вакуум-автоклавного формования гелеобразование прослоек наступает позже, чем у трёхслойных пакетов препрега, между которыми они находятся. Увеличение прочности на изгиб и уменьшение анизотропии связаны с возможностью свободной усадки трёхслойных пакетов препрегов.

Summary. The authors study the possibility of increasing the polymer composite material strength, of reducing anisotropy of cross-breaking strength. The effect is achieved due to local inhibition of prepreg package. During the prepreg curing process by the vacuum-autoclave method, the inlay gelling action occurs later than in three-layer prepreg packets though they are located between them. The processes of increasing cross-breaking strength and of reducing the anisotropy are associated with the possibility of free shrinkage of three-layer prepreg packets.

Ключевые слова: полимерные композиционные материалы, ингибитор, гелеобразование, диэлектрический анализ, анизотропия.

Key words: polymer composite materials, inhibitor, gelling action, dielectric analysis, anisotropy.

УДК 678.5.046

Введение

Полимерные композиционные материалы (ПКМ), сочетающие в себе ряд ценных эксплуатационных и технологических характеристик, сегодня являются востребованными в машиностроении, приборостроении и других отраслях промышленного производства. Наиболее широкое применение для производства ответственных конструктивных деталей из ПКМ нашла технология вакуум-автоклавного формования [1].

При производстве толстостенных изделий из полимерных композиционных материалов на основе термореактивных связующих горячего отверждения наблюдается возникновение температурного градиента по толщине препрега, обусловленное низкой теплопроводностью материала препрега и экзотермичностью процесса отверждения. Это приводит к различию скоростей послойного отверждения и, как следствие, к неравномерной усадке, ухудшению прочностных свойств, их анизотропии.

Для выравнивания скоростей отверждения по толщине препрега в работе [2] был предложен метод послойного ингибирования связующего горячего отверждения марки ЭДТ-69Н. В ней авторами показано, что при оптимальном содержании ингибитора в препреге, обеспечивающем одновременность начала процесса гелеобразования, наблюдалось увеличение прочностных свойств на 10 – 12 %.

В работах [3; 4; 5] представлены результаты исследований усадки в полимерных композиционных материалах на основе термореактивных смол. В [6] показано, что объёмная усадка от времени отверждения для связующих марок ЭД-20 и DER-332 составила в точке гелеобразования 44 и 79 % от всей усадки при отверждении соответственно.

Так как точка гелеобразования соответствует потере текучести и образованию твёрдой фазы, а усадочные явления, приводящие в конечном итоге к возникновению внутренних напряжений, велики, то представлялось интересным получение и исследование образцов многослойных препрегов, содержащих ингибитор только в отдельных слоях (прослойках), отверждающихся после пакетов, между которыми они расположены.

Материалы и методы

Материалы

В работе проводилось исследование армированных пластиков на основе термореактивного связующего горячего отверждения. В качестве наполнителя композиционного материала использовалась конструкционная стеклоткань марки Т-10, из которой готовился препрег посредством пропитки многокомпонентным эпоксидным связующим ЭДТ-69Н [7].

Полученные препреги укладывались с углом армирования 0° на оснастку лабораторного автоклава (см. рис. 1) в виде пластин. Формование проводилось методом вакуум-автоклавного формования с использованием эластичной диафрагмы.

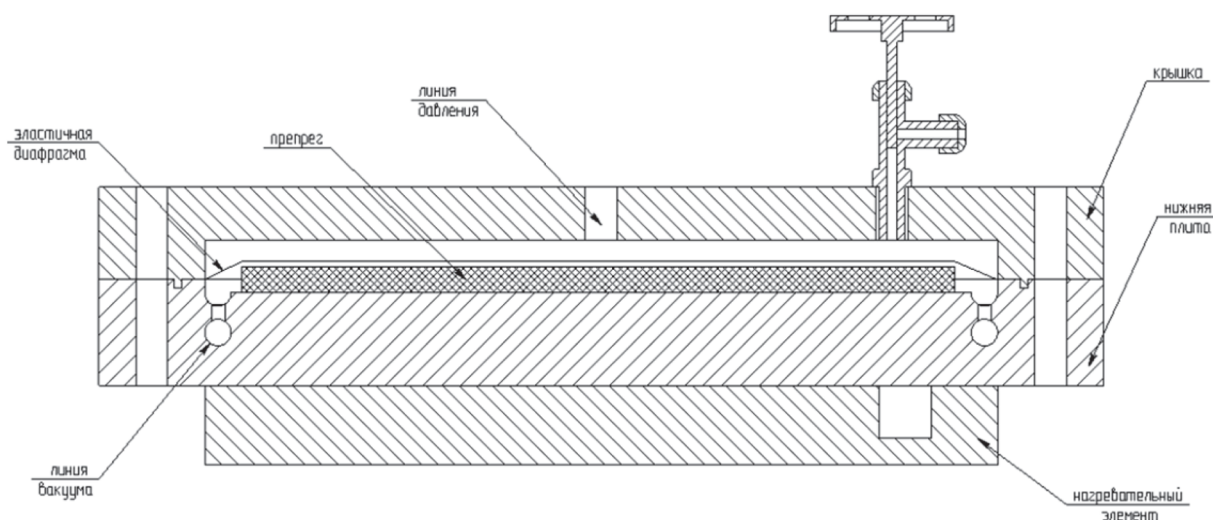


Рис. 1. Лабораторный автоклав

Отверждение стеклопластика проводилось по следующему режиму: создание вакуума 0,01 МПа при комнатной температуре, нагрев со скоростью 2,4 °С/мин до достижения температуры отверждения 120 °С с последующей подачей давления 0,2 МПа, отключением вакуум-

ной системы и сообщением её с атмосферой. Выдержка при температуре отверждения осуществлялась в течение 240 мин, после чего изделие охлаждалось до комнатной температуры.

В качестве ингибитора отверждения использовалась соль хлорида никеля в спирто-ацетоновой смеси (1,5:1).

Диэлектрический анализ

В процессе формования стеклопластиков осуществлялся мониторинг изменения диэлектрических данных [8] с помощью прибора NETZSCH DEA 320\10. Частота возбуждения электромагнитных колебаний составляла 10 кГц. Датчики типа «гребёнка» NETZSCH IDEX с расстоянием электродов 100 мкм помещались в препрег в процессе выкладки. Препрег условно разбивали на 4 пакета по 3 слоя в каждом и 3 однослойные ингибированные прослойки между пакетами. Для мониторинга процесса отверждения связующего в слоях препрега использовали 7 сенсоров, расположение которых представлено на рис. 2.

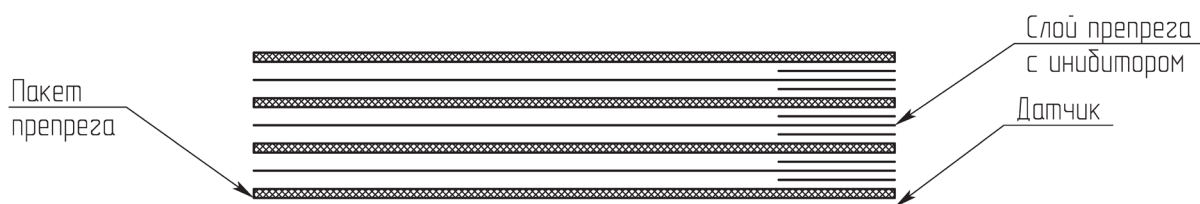


Рис. 2. Схема интегрирования диэлектрических датчиков в препрег

Точка гелеобразования

Точка гелеобразования определялась по графикам зависимости тангенса угла диэлектрических потерь от времени как точка перегиба [2].

Энергия активации

Энергия активации реакции отверждения эпоксидного связующего определялась по изотермической части графика зависимости тангенса угла диэлектрических потерь от времени при различных температурах отверждения.

Разрушающий контроль

Все полученные стеклопластики подвергались разрушающему контролю с целью определения пределов прочности при сжатии (ГОСТ 4651-82), изгибе (ГОСТ 4648-71), растяжении (ГОСТ 11262-80).

Образцы для испытаний изготавливались резкой абразивным диском (в случае образцов простой формы) и фрезерованием для изготовления сложных профилей. Исследование анизотропии прочностных свойств проводилось на основе метода определения предела прочности при статическом изгибе (ГОСТ 4648-71), отличающегося тем, что из отформованного образца (см. рис. 3) вырезались пластины, нумеровались, нечётные номера испытывались посредством приложения нагрузки, сонаправленной с нагревом (снизу), а к чётным прикладывалась нагрузка в направлении, противоположном нагреву (сверху).

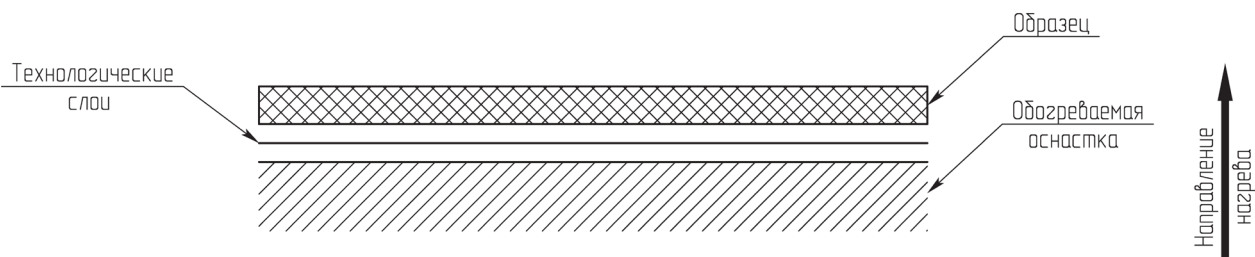


Рис. 3. Схема отверждения образца препрега

Согласно полученным данным рассчитывали анизотропию прочностных свойств (a):

$$a = \frac{\sigma_{сн} - \sigma_{св}}{\sigma_{сн}} \cdot 100 \%,$$

где $\sigma_{сн}$ и $\sigma_{св}$ – пределы прочности при изгибе при приложении нагрузки снизу и сверху соответственно.

Механические испытания проводились на испытательной машине INSTRON 3382.

Экспериментальная часть

Для оценки степени анизотропии изготавливался стеклопластик по вышеприведённому режиму формования. В процессе отверждения вёлся мониторинг диэлектрических характеристик материала (см. рис. 4).

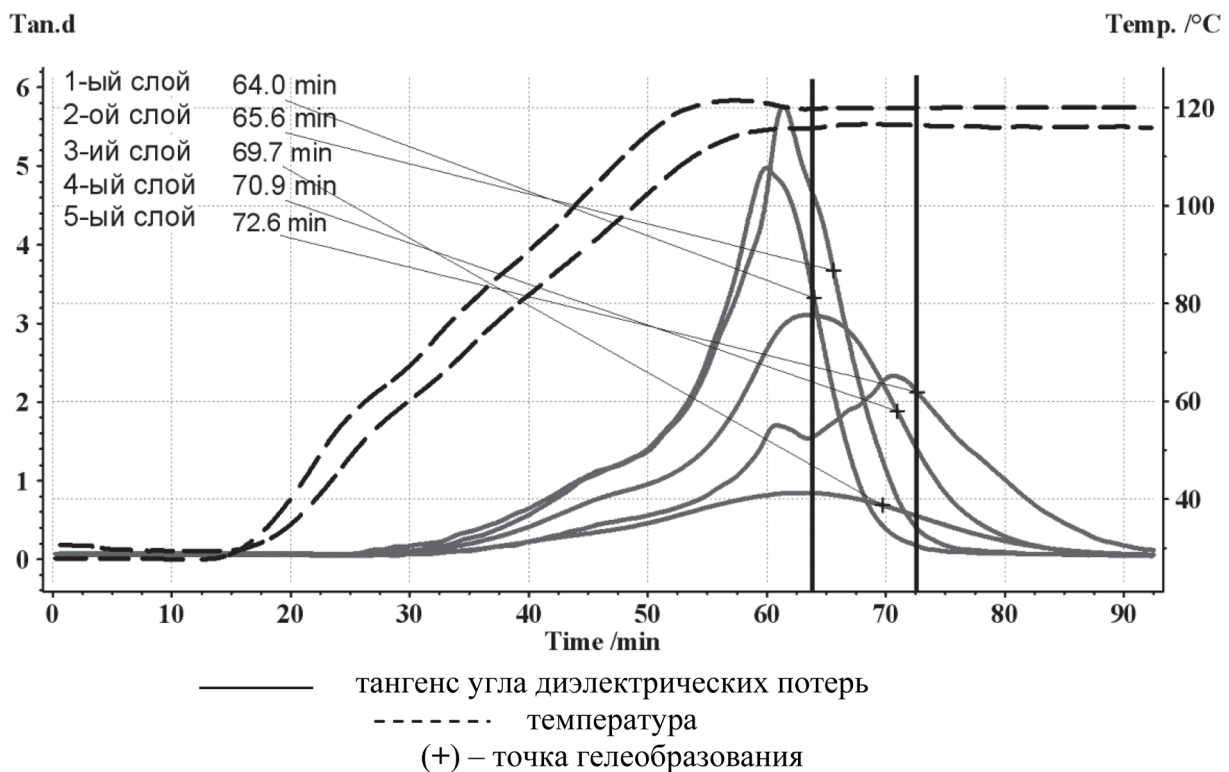


Рис. 4. Зависимости тангенсов угла диэлектрических потерь от времени в процессе отверждения стеклопластика СТ-69Н

На графиках наблюдается значительный разброс времени гелеобразования по толщине препрега, что является следствием наличия температурного градиента по толщине образца.

Для оценки количества ингибитора, необходимого для введения в прослойки препрега (см. рис. 2), была проведена серия экспериментов в лабораторном автоклаве по отверждению эталонных образцов с различным содержанием $NiCl_2$ в прослойках.

На основе полученных данных был построен калибровочный график сдвига времени гелеобразования (Δt) для ингибированных прослоек в зависимости от содержания в них $NiCl_2$ (см. рис. 5).

Полученная зависимость позволяет на основе диэлектрических характеристик процесса отверждения немодифицированных образцов препрега определить необходимое количество ингибитора, которое требуется ввести в прослойки, чтобы обеспечить запаздывание гелеобразования связующего в прослойках относительно прилегающих к ним слоёв препрега.

Время сдвига точки гелеобразования прослойки (Δt) рассчитывалось согласно формуле

$$\Delta\tau = \tau_B - \tau_{пр} + \tau,$$

где τ_B – время гелеобразования более холодного пакета препрега, с которым контактирует прослойка; $\tau_{пр}$ – время гелеобразования прослойки; τ – дополнительное время сдвига точки гелеобразования прослойки, необходимое для достижения оптимальных свойств пластика (1 мин).

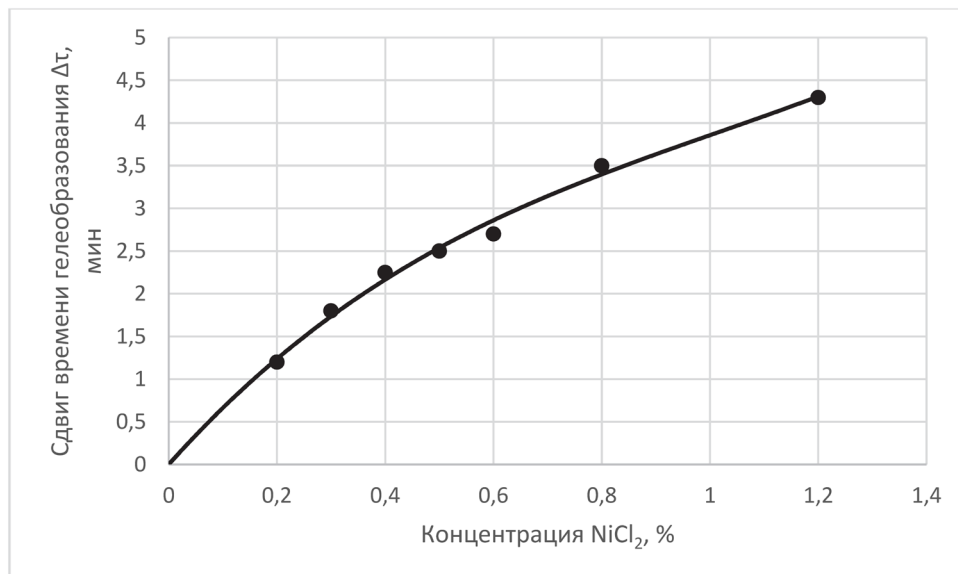


Рис. 5. Зависимость сдвига времени гелеобразования от концентрации ингибитора NiCl₂ в прослойках препрега СТ-69Н

На основании данных, полученных из калибровочного графика (см. рис. 5), и диэлектрических характеристик процесса отверждения неингибированного образца СТ-69Н был составлен пятнадцатислойный образец со следующим содержанием ингибитора NiCl₂ в прослойках: 1 – 0,8 %, 2 – 0,6 %, 3 – 0,4 %.

Диэлектрический анализ процесса отверждения такого образца представлен на рис. 6.

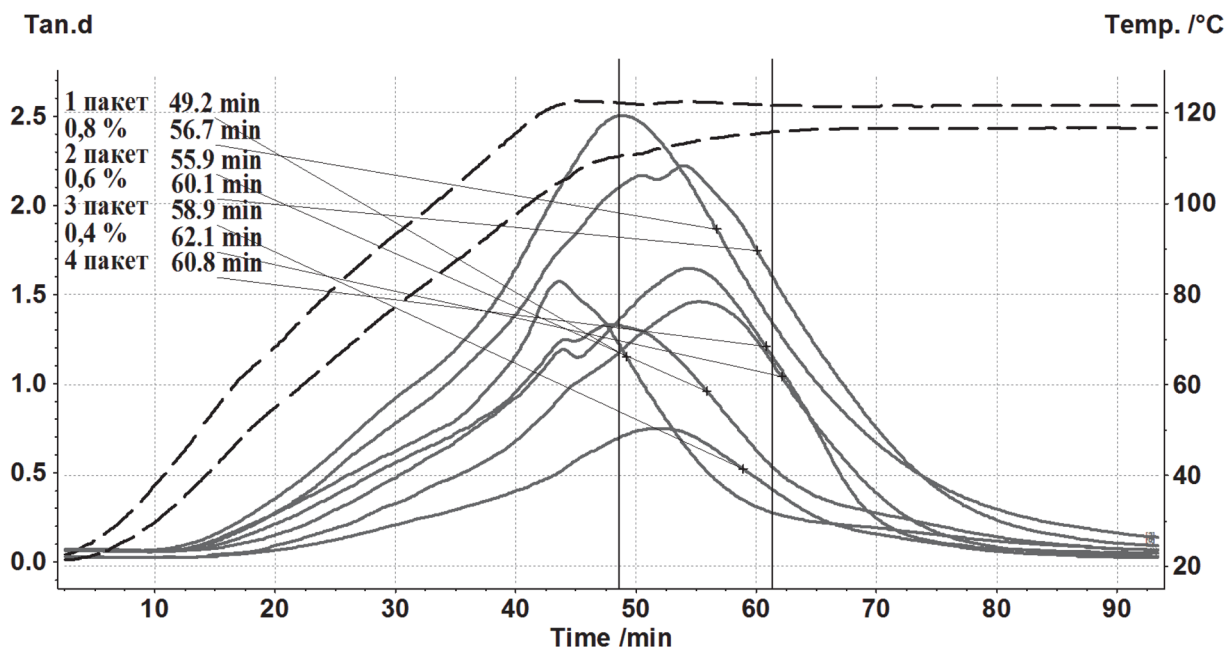


Рис. 6. Диэлектрические данные отверждения стеклопластика с ингибированными прослойками

Результаты и обсуждения

Все пластики, полученные по методикам, представленным в данной работе, были подвергнуты разрушающему контролю для оценки степени влияния введения ингибитора на прочностные показатели. Результаты прочностных испытаний представлены в табл. 1.

Таблица 1

Сводная таблица результатов прочностных испытаний

Стеклопластик	Прочностные характеристики		
	Предел прочности при сжатии, МПа	Предел прочности при растяжении, МПа	Предел прочности при изгибе, МПа *
СТ-69Н	314,3	404,4	429,6 (468,9)
СТ-69Н + ингибитор в прослойках	351,7	463,7	505,7 (510,3)

* Указаны значения при приложении нагрузки сверху, в скобках – снизу.

Согласно данным, представленным в табл. 1, стеклопластик СТ-69Н, время гелеобразования прослоек которого было сдвинуто на 1 мин, показывает приращение предела прочности при изгибе на 17,7 % при приложении нагрузки сверху и 8,8 % – при приложении нагрузки снизу. Использование ингибированных прослоек способствует увеличению предела прочности при сжатии и растяжении на 11,9 % и 14,7 % соответственно.

Также отмечается, что при исследовании предела прочности при статическом изгибе наблюдается неоднородность свойств материала – анизотропия прочности, которая составляет 8,4 %. Использование ингибирующих прослоек также положительным образом сказывается на однородности прочностных характеристик и показывает анизотропию на уровне 0,9 %.

Полученные результаты увеличения прочности на изгиб и уменьшения анизотропии связаны с возможностью свободной усадки трёхслойных пакетов препрегов при отверждении в случае использования ингибированных прослоек.

Заключение

В данной работе показана возможность улучшения механических свойств полимерных композиционных материалов – прочности на сжатие, растяжение и изгиб, а также анизотропии прочности за счёт применения ингибитора отверждения.

Разработанная методика позволяет создать условия для свободной усадки связующего отдельных пакетов препрега посредством ввода ингибитора отверждения $NiCl_2$ только в отдельные слои-прослойки. Данная методика является перспективной и не требует значительной модернизации технологического режима получения стеклопластика.

В целом, представленная методика может быть успешно реализована в технологии вакуум-автоклавного формования для получения изделий из ПКМ с улучшенными прочностными свойствами и повышенной формостабильностью.

Благодарности

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 14-08-31294 мол_а; Министерства образования и науки РФ, Гос. Задание «КнАГТУ» 2014/68 №3770.

ЛИТЕРАТУРА

1. Исследования и разработка автоклавных и безавтоклавных технологий формования ПКМ / А. В. Хрульков [и др.] // Авиационные материалы и технологии: Юбилейный науч.-техн. сб. (приложение к журналу «Авиационные материалы и технологии»); под общ. ред. Акад. РАН, проф. Е. Н. Каблова. – М.: ВИАМ, 2012. – С. 292-301.



2. Проценко, А. Е. Ингибирование и катализ как метод улучшения свойств стеклопластика / А. Е. Проценко, В. В. Телеш // *Механика композитных материалов*. – 2015. – Т. 51. – № 5. – С. 1-8.
3. Shu Minakuchi In situ characterization of direction-dependent cure-induced shrinkage in thermoset composite laminates with fiber-optic sensors embedded in through-thickness and in-plane directions // *Journal of composite materials*. – 2015. – Vol. 49(9). – P. 1021-1034.
4. Межиковский, С. М. Химическая физика отверждения олигомеров / С. М. Межиковский, В. И. Иржак. – М.: Наука, 2008. – 269 с.
5. Бабаевский, П. Г. Отверждающиеся олигомер-олигомерные и олигомер-полимерные композиции / П. Г. Бабаевский // *Пластические массы*. – 1981. – № 4. – С. 37-41.
6. Влияние молекулярной массы диановых эпоксидных олигомеров промышленных марок на кинетику усадки при отверждении / И. Д. Симонов-Емельянов [и др.] // *Вестник МИТХТ*. – 2011. – Т. 6. – № 4. – С. 89-92.
7. Давыдов, И. Ф. Стеклопластики – многофункциональные композиционные материалы / И. Ф. Давыдов, Н. С. Кавун // *Авиационные материалы и технологии* / под ред. Е. Н. Каблова. – М.: ВИАМ, 2012. – 476 с.
8. Senturia, D. S. Dielectric analysis of thermoset cure / D. S. Senturia, N. F. Sheppard // Springer – Verlag Berlin Heidelberg, 1986.

Бахматов П. В., Мазур С. П., Муравьев В. И., Ковалев В. А.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ЧАСТОТЫ ИМПУЛЬСА СВАРОЧНОЙ ДУГИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ЭЛЕМЕНТОВ АЛЮМИНИЕВЫХ ТРУБОПРОВОДНЫХ СИСТЕМ, ВЫПОЛНЕННЫХ НА УСТАНОВКЕ MASTERTIG 3500

Бахматов П. В., Мазур С. П., Муравьев В. И., Ковалев В. А.

P. V. Bakhmatov, S. P. Mazur, V. I. Muravyev, V. A. Kovalev

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ЧАСТОТЫ ИМПУЛЬСА СВАРОЧНОЙ ДУГИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ЭЛЕМЕНТОВ АЛЮМИНИЕВЫХ ТРУБОПРОВОДНЫХ СИСТЕМ, ВЫПОЛНЕННЫХ НА УСТАНОВКЕ MASTERTIG 3500

STUDY OF ARC IMPULSE FREQUENCY EFFECT ON THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF WELDED CONNECTION ELEMENTS IN ALUMINIUM PIPELINE SYSTEMS, MADE WITH MASTERTIG 3500

Бахматов Павел Вячеславович – кандидат технических наук, доцент кафедры машиностроения и металлургии Комсомольского-на-Амуре государственного технического университета (Россия, Комсомольск-на-Амуре). E-mail: mim@knastu.ru.

Mr. Pavel V. Bakhmatov – PhD in Engineering, assistant professor of Komsomolsk-on-Amur State Technical University (Russia, Komsomolsk-on-Amur). E-mail: mim@knastu.ru.

Мазур Сергей Петрович – кандидат технических наук, главный сварщик филиала ПАО «Компания “Сухой” “КнААЗ им. Ю. А. Гагарина”» (Россия, Комсомольск-на-Амуре). E-mail: info@knaapo.com.

Mr. Sergey P. Mazur – PhD in Engineering Science, chief welder, Sukhoi Company (PJSC) KnAAZ branch (Russia, Komsomolsk-on-Amur). E-mail: info@knaapo.com.

Муравьев Василий Илларионович – доктор технических наук, профессор кафедры машиностроения и металлургии Комсомольского-на-Амуре государственного технического университета (Россия, Комсомольск-на-Амуре). E-mail: mim@knastu.ru.

Mr. Vasilii I. Muravyev – Doctor of Engineering, professor of Komsomolsk-on-Amur State Technical University (Russia, Komsomolsk-on-Amur). E-mail: mim@knastu.ru.

Ковалев Виталий Андреевич – студент Комсомольского-на-Амуре государственного технического университета (Россия, Комсомольск-на-Амуре). E-mail: mim@knastu.ru.

Mr. Vitaliy A. Kovalev – a student of Komsomolsk-on-Amur State Technical University (Russia, Komsomolsk-on-Amur). E-mail: mim@knastu.ru.

Аннотация. Проведены исследования влияния частоты импульса сварочной дуги на структуру и свойства сварных соединений алюминиевых трубопроводных систем, выполненных ручной аргонодуговой сваркой неплавящимся вольфрамовым электродом с присадком на установке MasterTig3500. Выявлено, что частота импульсов сварочного тока играет существенную роль в формообразовании сварного соединения. Определены оптимальные значения частоты сварочного тока, существенно ускоряющие процесс сварки с обеспечением стабильного качества сварного шва. Уточнены некоторые особенности процесса очистки деталей металлической щёткой перед сваркой.

Summary . The article focuses on the arc impulse frequency effect on the structure and properties of welded connections in aluminum pipeline systems hand-operated with argon-arc welding nonconsumable rod on MasterTig3500. It was revealed that the frequency of the welding current impulses plays an important role in the forming of the welded connection. The authors determined the optimal value of the welding current frequency significantly accelerating the welding process to ensure consistent quality of the weld. The authors detailed some features of cleaning assembly parts with a wire brush prior to welding process.

Ключевые слова: сварка, алюминий-магний сплавы, пористость.

Key words: welding, aluminum-magnesium alloys, porosity.

УДК 621.791

Введение

На предприятии КнААЗ им. Ю. А. Гагарина (г. Комсомольск-на-Амуре) трубопроводные системы из алюминиевых сплавов АМг2М, АМг3, АМг6, ВАЛ 5 свариваются преимущественно аргонодуговой электросваркой неплавящимся электродом (TIG) с применением современного сварочного оборудования фирмы *Kemppi* (Финляндия) MasterTig3500. Эта установка имеет достаточно широкий диапазон регулирования частоты импульса тока (50 – 200 Гц), но сварщики не всегда применяют это преимущество. Тем не менее из работ [1; 2; 3; 4] известно, что повышение частоты импульса тока способствует улучшению качества сварных соединений. Вместе с тем процент сдачи деталей с первого предъявления по данным рентгеновского контроля не превышает 60 – 65 %, остальные 35 – 40 % деталей подвергаются исправлению (причём в ряде случаев неоднократно): разделка дефекта, подварка, рентгенографический контроль. Значительная дефектность процесса сварки трубопроводов приводит к неритмичности производства трубопроводов, что в свою очередь удлиняет циклы сборки самолётов [5]. Поэтому исследования влияния частоты импульса сварочной дуги на структуру и свойства сварного соединения элементов алюминиевых трубопроводных систем, выполненных ручной аргонодуговой сваркой неплавящимся вольфрамовым электродом с присадком на установке MasterTig3500, является весьма актуальной задачей.

Методика проведения исследований

Изготовлены 4 образца патрубка, имеющие стыковое соединение без скоса кромок. Размеры образцов: диаметр 60 мм, толщина стенки 1,0 мм, общая длина 150 мм. Сборка и сварка проводились по базовой технологии: соединение по ПИ 1.4.1555-85 «Сварка в среде инертных газов» С00000 без скоса кромок (см. табл. 1), без сварочной оснастки, сборка в сборочном приспособлении с предварительной постановкой прихваток (3 шт.) и механической обработкой кромок металлической щёткой, с гашением дуги для поворота детали, число сваренных секторов – 4, сварное соединение имело нижнее положение. Химическая подготовка деталей под сварку осуществлялась по заводской технологии.

Ориентировочные режимы сварки: $I_{св} = 60$ А, $U_d = 20 - 30$ В, $V_{св} = 2,5$ м/ч, $Q = 8$ л/м, время продувки до сварки 5 с, после сварки – 10 с.

Таблица 1

Конструктивные элементы и размеры сварных соединений по ПИ 1.4.1555-2005

Обозначение	До сварки	После сварки
С00000		

При формировании сварных швов образцов варьировалась частота импульса сварочного тока:

Образец 1	Образец 2	Образец 3	Образец 4
50 Гц	100 Гц	150 Гц	200 Гц

Сварочные материалы: электрод вольфрамовый СВИ-1, диаметр 2 мм; присадочная проволока Св-АМг3 диаметр 1,6 мм; аргон высшей чистоты.

Сварку производил один сварщик: 5 разряд, опыт работы на участке сварки алюминиевого трубопровода – 16 лет, личный коэффициент брака – 1 %, процент деталей удовлетворительного качества с первого предъявления – 48 %.

Использовалась следующая техника формирования сварного шва с диапазоном поперечных колебаний $\pm 1,5$ мм от оси шва:



Результаты исследований

Сварка на 50 Гц не способствует хорошему разрушению окисной плёнки, затруднено формирование валика, что приводит к сварке на пониженных скоростях. Сварка с частотой импульса тока 100 Гц значительно улучшает, по отношению к 50 Гц, разрушение оксидной плёнки, стабилизирует процесс сварки. Применение импульса тока с частотой 150 Гц приводит к оптимальному качеству сварного соединения, улучшает разрушение оксидной плёнки, процесс формирования сварного шва становится более наблюдаемым.

200 Гц ведёт к повышенному расходу проволоки и увеличению скорости сварки. Приходится интенсивно контролировать формирование сварного соединения и внимательно следить за скоростью сварки. Повышенная частота импульсов увеличивает шумовой эффект от процесса сварки. Некомфортно работать на таких режимах без специальной защиты слухового аппарата.

После сварки образцы (см. рис. 1) подвергнуты визуально-измерительному и рентгенографическому контролю, а также исследованиям механических свойств и микроструктурному анализу сварных соединений.

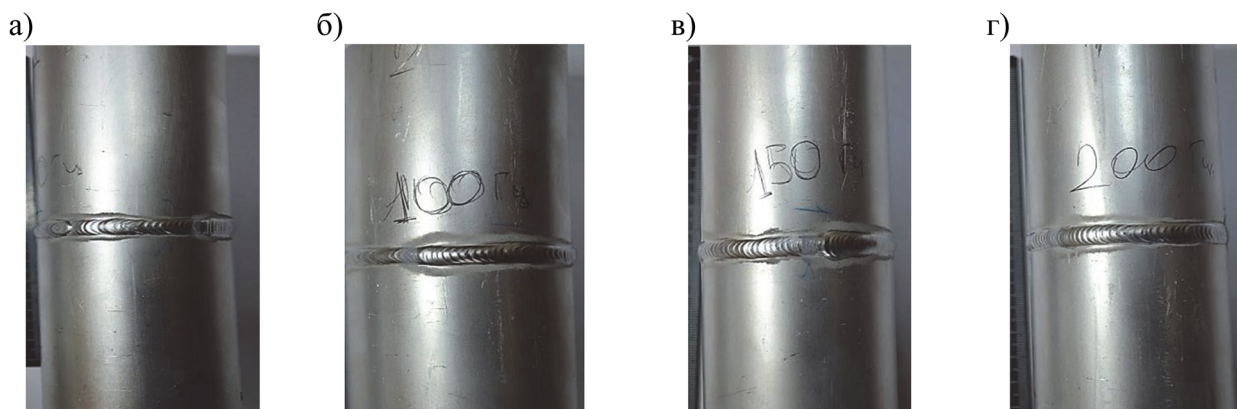


Рис. 1. Полученные сварные образцы: а – образец 1; б – образец 2; в – образец 3; г – образец 4

Внешний вид обнаруженных поверхностных дефектов после визуального осмотра сварных швов приведён в табл. 2.

Как видно из табл. 2, образец 3 имеет блестящую поверхность шва, равномерную чешуйчатость, на его поверхности отсутствуют визуально определяемые дефекты. Образцы 2 и 4 имеют единичные поры, расположенные на галтели – месте перехода усиления шва к лицевой поверхности основного металла. Согласно ПИ 1.4.1555-2000, поры, раковины, вольфрамовые, неметаллические и флюсовые включения, выходящие на поверхность шва, являются недопустимым дефектом вне зависимости от категории сварного соединения. Этот дефект может появиться по причине недостаточной очистки поверхности от окисной плёнки и/или других загрязнений. Образец 1 имеет поверхностную рыхлотность, проходящую преимущественно по центру сварного шва и распространяющуюся на 1/3 от всей его длины. В этом месте, судя по отсутствию чешуйчатости, сварщик пытался исправить дефекты шва, проходя дугой без присадки. Судя по результату, ему это не удалось. Вероятная причина образования этого дефекта – загрязнения сварочной проволоки и/или недостаточная защита газом.

Таблица 2

Обнаруженные поверхностные дефекты сварных соединений

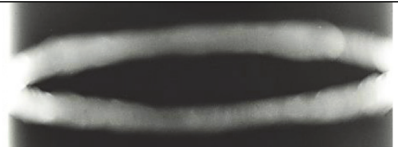
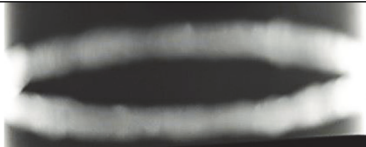
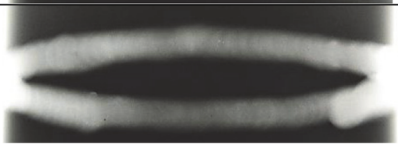
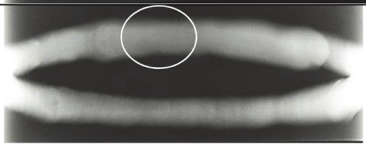
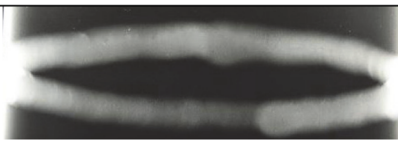
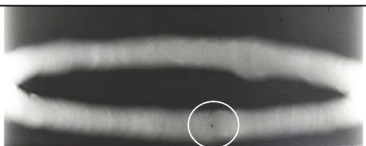
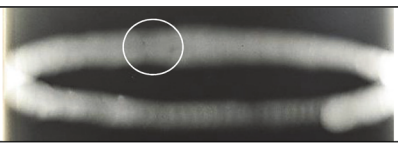
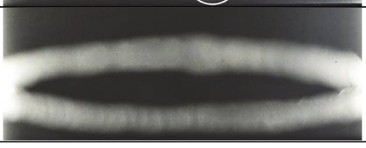
Образец	Изображение шва	Описание дефекта	Качество поверхности шва
1		Рыхлоты на поверхности сварного шва	Поверхность шва матовая
2		Единичная пора в галтеле, превышение усиления замка	Поверхность шва матовая
3		Поверхностных дефектов не обнаружено	Равномерная чешуйчатость, блестящая поверхность шва
4		Единичная пора в галтеле	Поверхность шва блестящая, равномерная чешуйчатость

Проведённые измерения ширины шва и высоты усиления при помощи металлической линейки и универсального шаблона сварщика УШС-3 показали удовлетворительное качество геометрии швов.

Результаты рентгенографического контроля приведены в табл. 3. На каждый сварной образец было сделано по 2 снимка с диаметрально противоположным расположением источника излучения. Схема проведения контроля ГОСТ 7512-82-5г.

Таблица 3

Дефекты, выявленные рентгенографическим контролем

Образец	Снимок		Описание дефектов
	1	2	
1			Удовлетворительно, недопустимых дефектов не выявлено
2			4 единичных поры по галтеле, диаметр каждой 0,2 мм
3			Единичная пора, диаметр 0,5 мм
4			Единичная пора, диаметр 1 мм

Из данных табл. 3 видно, что по результатам рентгенографического контроля требованиям ПИ 1.4.1555-200 удовлетворяет образец 1. Остальные имеют внутренние недопустимые для первой категории шва дефекты.

Исследования механических свойств проводили на разрывной машине *Instron 3382* с использованием экстензометра. Скорость нагружения с тензомером 0,5 мм/мин, до 1,5 % удлинения, далее без тензометра – 10 мм/мин. Испытаниям подверглись образцы поперечного разреза сварного шва по ГОСТ 10006-80 (см. рис. 2) по два с каждого сварного соединения. Параметры образцов: ширина – 10x150x1,0 мм, $L_p = 55$ мм. Результаты проведенных исследований приведены в табл. 4.



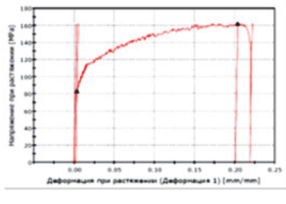

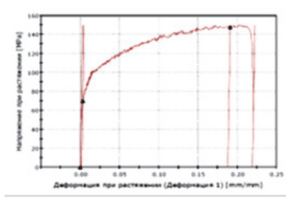
Рис. 2. Образцы, подготовленные к испытанию на статическое растяжение

Анализ результатов испытаний сварных образцов на статическое растяжение показал, что сварные соединения выдерживают нагрузку, т.к. разрушение всех образцов произошло по основному металлу. При этом предел прочности образцов не превысил 174 МПа, а относительное удлинение – 31 %.

По ГОСТ 4784-97 значения механических свойств для труб ГОСТ 18482-79 следующие: $\sigma_b = 155$ МПа; $\sigma_T = 60$ МПа; $\delta = 10$ %. Таким образом, все образцы соответствуют требованиям, предъявляемым к основному металлу.

Таблица 4

Результаты испытаний сварных образцов на статическое растяжение

Но- мер об- разца	Мо- дуль Юн- га, МПа	Предел текуче- сти, МПа	Предел проч- ности, МПа	Относительное удлинение, %	Диаграмма	Вид раз- рушен- ного об- разца
1	2	3	4	5	6	7
1.1	52 204	83,6	162	21,8		
1.2	49 366	70,1	147,7	21,9		

Продолжение табл. 4

1	2	3	4	5	6	7
2.1	79 998	70,5	166,3	27,4		
2.2	48 756	74,3	170,8	22,1		
3.1	45 240	77,6	165,8	21,5		
3.2	65 872	79,2	173,1	21,3		
4.1	38 299	66,6	170,7	30,9		
4.2	64 476	72,2	105,9	1,3		

Микроструктурные исследования поперечного сечения полученных сварных швов проводили на оптическом микроскопе Nikon MA200 (результаты приведены в табл. 5).

Для анализа изменения структуры сварных соединений в зависимости от частоты импульса сварочного тока применили метод скелетирования снимков микроструктур при увеличении $\times 400$ и компьютерной обработки изображения при помощи прикладной программы Image Pro. Результаты анализа приведены в табл. 6.

Микроструктура сварных соединений, x100


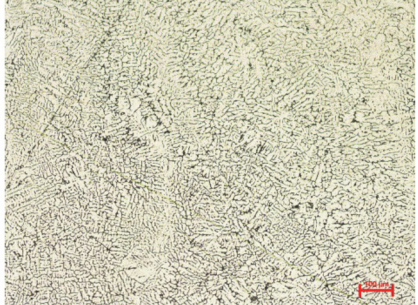
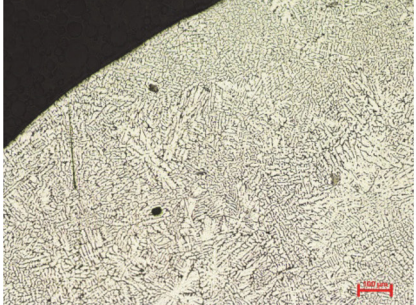

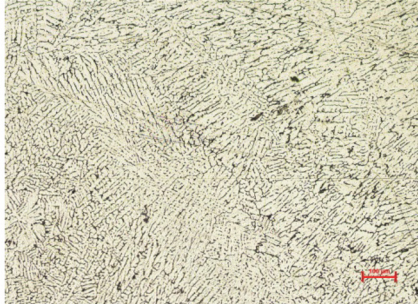
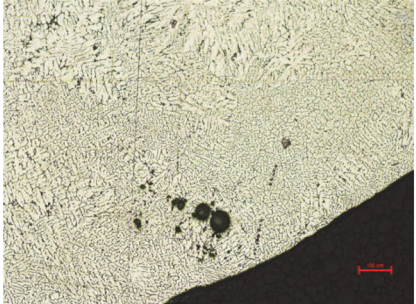
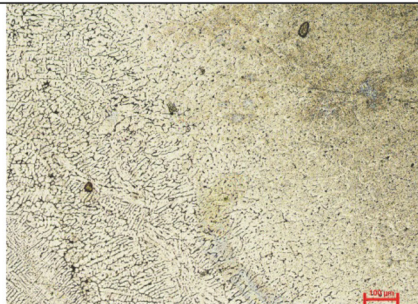
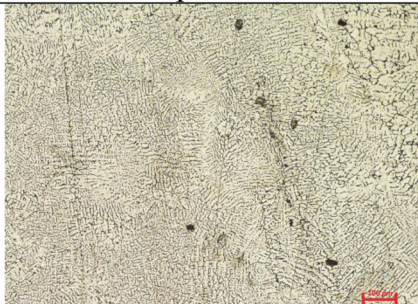
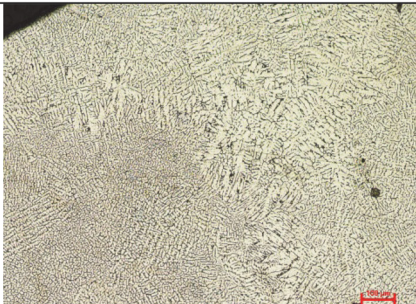

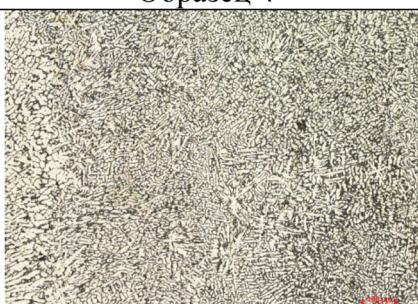
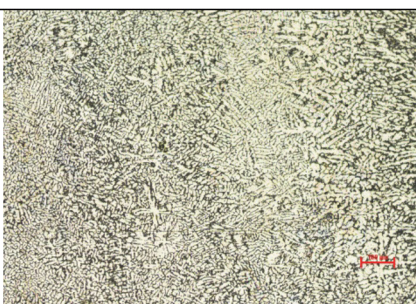
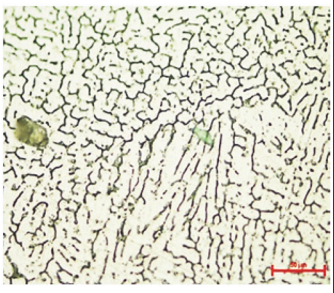
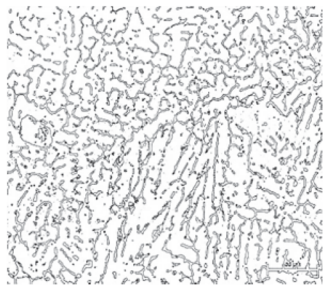
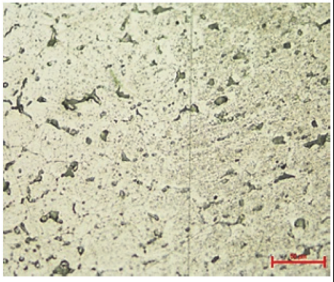
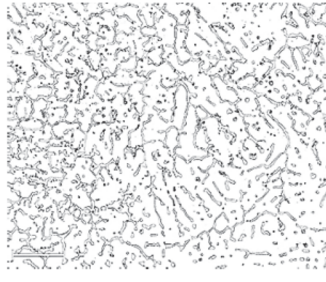
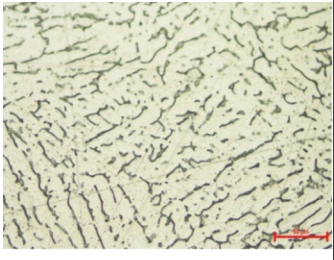
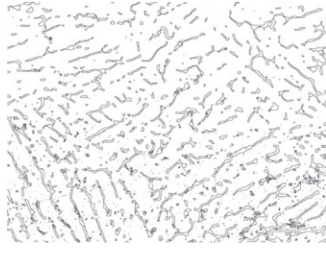
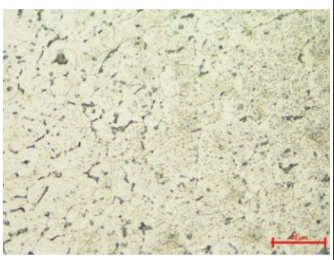
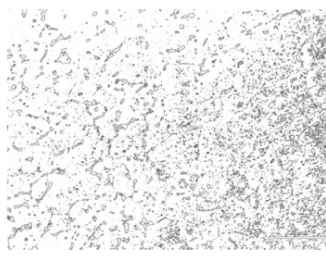
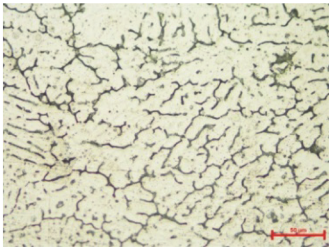
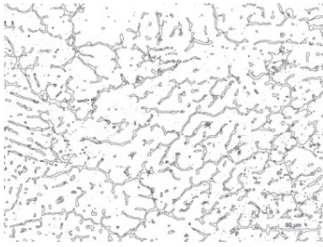
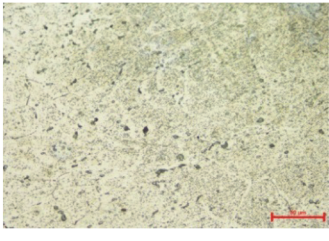
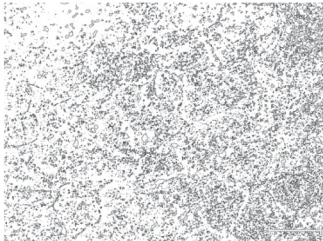
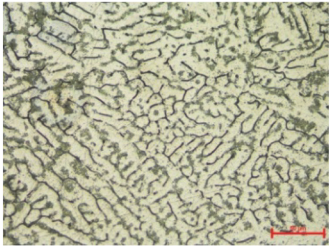
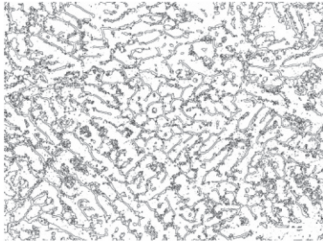
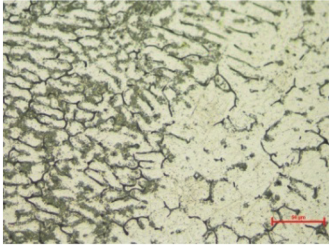
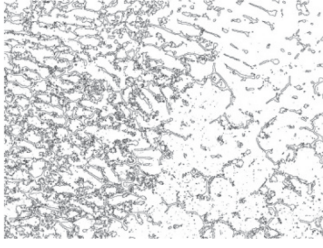
Переход от основного металла к сварному шву	Сварной шов	
Образец 1		
		
Образец 2		
		
Образец 3		
		
Образец 4		
		

Таблица 6

Результаты компьютерного анализа микроструктур

Область	Микроструктура		Полученные результаты		
	Исходная	Скелетированная	Параметр	Периметр	Площадь
1	2	3	4	5	6
Образец 1					
Сварной шов			Min	0,120 773	0
			(Obj.#)	29	29
			Max	421,0277	361,1739
			(Obj.#)	568	1142
			Range	420,907	361,1739
			Mean	4,829 622	1,656 316
			Std.Dev	18,148 14	10,319 03
			Sum	9509,526	3261,286
			Samples	1969	1969
Основной металл			Min	0,120 773	0
			(Obj.#)	5	12
			Max	75,131	58,9315
			(Obj.#)	4383	2593
			Range	75,010 22	58,9315
			Mean	1,358 585	0,259 679
			Std.Dev	3,237 701	1,436 161
			Sum	11 925,66	2279,46
			Samples	8778	8778
Образец 2					
Сварной шов			Min	0,120 773	0
			(Obj.#)	8	13
			Max	161,1534	39,998 74
			(Obj.#)	1386	1386
			Range	161,0326	39,998 74
			Mean	3,829 154	1,101 488
			Std.Dev	10,555 21	3,668 111
			Sum	6704,848	1928,706
			Samples	1751	1751
Основной металл			Min	0,120 773	0
			(Obj.#)	5	17
			Max	157,2524	23,680 54
			(Obj.#)	6612	702
			Range	157,1317	23,680 54
			Mean	1,289 291	0,214 659
			Std.Dev	3,135 771	0,865 749
			Sum	9395,064	1564,223
			Samples	7287	7287

Продолжение табл. 6

1	2	3	4	5	6
Образец 3					
Сварной шов			Min	0,120 773	0
			(Obj.#)	7	32
			Max	233,6228	118,5559
			(Obj.#)	1912	92
			Range	233,502	118,5559
			Mean	3,429 106	1,005 65
			Std.Dev	11,877 18	5,012 818
			Sum	7352,003	2156,114
Samples	2144	2144			
Основной металл			Min	0,120 773	0
			(Obj.#)	4	6
			Max	229,9416	144,0743
			(Obj.#)	49	49
			Range	229,8209	144,0743
			Mean	1,435 394	0,217 683
			Std.Dev	3,396 024	1,530 562
			Sum	16 577,36	2514,023
Samples	11 549	11 549			
Образец 4					
Сварной шов			Min	0,120 773	0
			(Obj.#)	12	63
			Max	454,9128	324,7377
			(Obj.#)	3	1018
			Range	454,792	324,7377
			Mean	2,929 711	0,989 061
			Std.Dev	14,287 21	8,696 944
			Sum	12 650,49	4270,767
Samples	4318	4318			
Основной металл			Min	0,120 773	0
			(Obj.#)	7	54
			Max	852,2363	1592,248
			(Obj.#)	367	367
			Range	852,1155	1592,248
			Mean	2,601 383	1,190 409
			Std.Dev	17,906 75	27,540 17
			Sum	9320,755	4265,235
Samples	3583	3583			

Свод расчётных данных по программе Image Pro приведён в табл. 7.

Как видно из табл. 6 и 7, периметр границ объектов, обнаруженных на микроснимке сварного шва, возрастает относительно основного металла, а средняя плотность границ зёрен увеличивается в 2 раза во всех образцах. Исключение составил образец 4.

Вообще возрастание средней плотности границ зёрен объясняется образованием дендритных структур сварного шва, имеющих меньшее количество и увеличенный объём (периметр). В отношении образца 4 можно сказать, что структура основного металла сходна со структурой сварного шва по количеству зёрен и их периметру.

Расчётная средняя плотность границ зёрен

№ образца	Область определения значений	Средняя плотность границ зёрен
1	Шов	2,915 882
	Основной металл	5,231 791
2	Шов	3,476 346
	Основной металл	6,006 216
3	Шов	3,409 84
	Основной металл	6,593 959
4	Шов	2,962 113
	Основной металл	2,185 285

Кроме основных исследований произвели анализ поверхности щетинок металлической щётки, используемой в операции подготовки кромок под сварку, и качества поверхности основного металла и сварочной проволоки.

На поверхности рабочих торцов щетинок металлической щётки и на протяжении 1 мм от них обнаружены загрязнения (см. рис. 3), на остальных участках поверхность удовлетворительная.

Предположительно наблюдаемый объект – алюминий (по техническим причинам произвести химический анализ не удалось). Объяснить этот эффект можно нагревом за счёт сил трения алюминиевой части и переноса металла на более холодную стальную проволоку. Как видно из рис. 3, объём нанесённого слоя может быть существенным и постоянно взаимодействовать с очищаемым металлом. Таким образом, можно сделать вывод о том, что использование металлических щёток для подготовки поверхности кромок под сварку нецелесообразно, т.к. способствует перемещению оксидных загрязнений на всю обрабатываемую поверхность и не гарантирует полного их удаления.

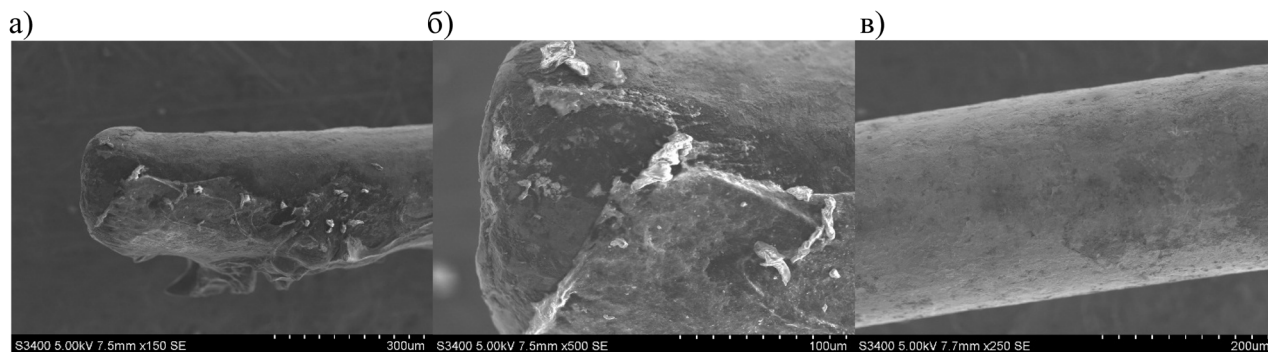


Рис. 3. Поверхности щетинок металлической щётки:
а, б – рабочий торец; в – центральная часть

Структура поверхности соединяемых кромок приведена в табл. 8. Исследование качества подготовки поверхности образцов производилось после сварки и на небольшом расстоянии от оси шва (10 – 15 мм).

Как видно из рис. 4, поверхность свариваемых кромок была химически подготовлена, о чём свидетельствуют каверны, остающиеся после травления. Но размытость промежутков между ними говорит об организации существенного оксидного слоя на ранее химобработанной поверхности. Этому способствовало значительное время между сваркой и анализом и повышенные температуры нагрева. Тем не менее на исследуемых образцах не обнаружены следы механической обработки металлическими щётками после травления. Что, в свою очередь, оправдывает наблюдаемые как поверхностные, так и внутренние дефекты сварных швов.

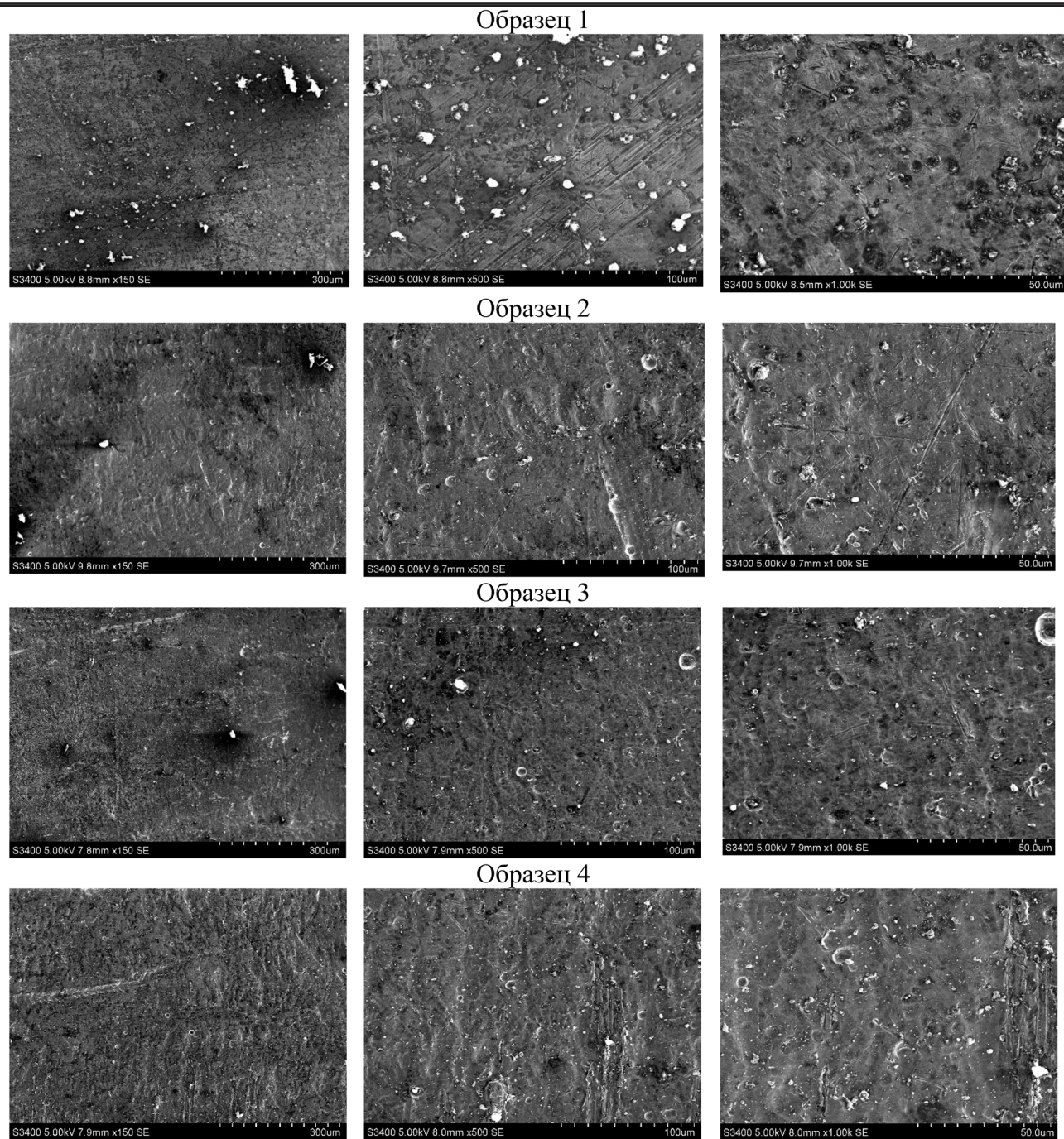


Рис. 4. Поверхность металла, прилегающая к торцам свариваемых образцов

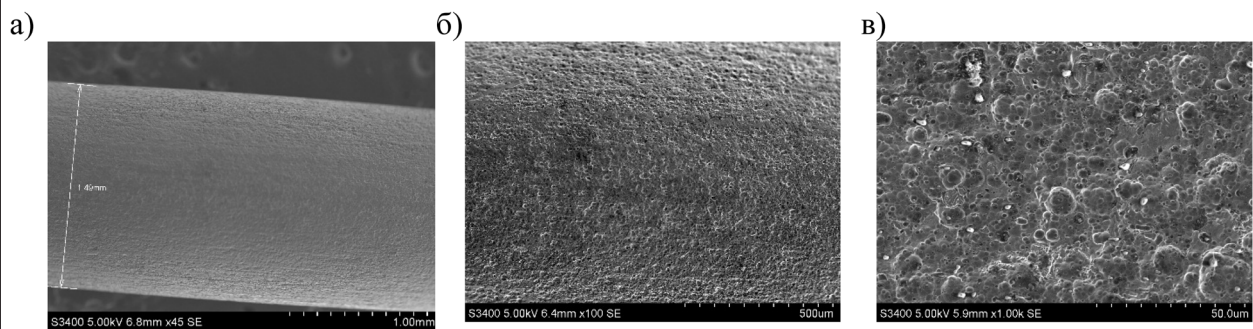


Рис. 5. Микроструктура поверхности сварочной проволоки: а – х45; б – х100; в – х1000

На рис. 5 приведены данные по качеству поверхности сварочной проволоки, используемой при формировании образцов.

Как видно из рис. 5, качество сварочной проволоки соответствует требованиям времени травления по ПИ 1.4.1555-2000 и составляет 100 – 120 с.

Выводы:

1. Частота импульсов сварочного тока играет существенную роль в формообразовании сварного соединения из алюминиевого сплава, определяя технологические параметры режима сварки. Пониженные значения частоты сварочного тока (ниже 75 Гц) недостаточны для эффективного разрушения оксидной плёнки и приводят к возникновению непроваров и поверхностных рыхлот, хотя сам процесс сварки по шуму комфортный. Повышение частоты до 100 – 150 Гц приводит к улучшению и информативности процесса формирования сварного соединения, хотя и усугубляет шумовой фон. Частота 200 Гц существенно ускоряет разрушение поверхностной оксидной плёнки как основного, так и присадочного металла, обуславливая ускорение процесса сварки с обеспечением стабильного качества сварного шва.

2. Качество поверхности свариваемых деталей и сварочных материалов из алюминия и его сплавов играет решающую роль в образовании дефектов сварного соединения вне зависимости от режимов сварки, квалификации сварщика и применяемой техники формирования соединения.

3. Применение в технологическом процессе подготовки кромок под сварку металлических щёток не гарантирует полной очистки обрабатываемой ими поверхности от окисных плёнок и других загрязнений. Кроме того, вероятность нанесения на рабочую кромку щетки алюминия способствует его интенсивному окислению и нанесению оксида на поверхность обрабатываемой кромки.

ЛИТЕРАТУРА

1. Вагнер, Ф. А. Оборудование и способы сварки пульсирующей дугой / Ф. А. Вагнер. – М.: Энергия, 1980. – 120 с.
2. Жерносеков, А. М. Импульсно-дуговая сварка плавящимся электродом (обзор) / А. М. Жерносеков, В. В. Андреев // Автоматическая сварка. – 2007. – № 10. – С. 48-52.
3. Becker, D. W. Investigation of Pulsed GTA welding parameters / D. W. Becker, Jr. C. M. Adams // Welding Journal. – 1978. – № 5. – P. 134-138.
4. Bosworth, M. R. Effective heat input in Pulsed Current Gas Metal Arc Welding with solid wire electrodes / M. R. Bosworth // Welding Journal. – 1991. – № 5. – P. 111-117.
5. Бахматов, П. В. Исследование причин и путей устранения порообразования в сварных соединениях элементов алюминиевого трубопровода / П. В. Бахматов, С. П. Мазур, В. И. Муравьев // Учёные записки Комсомольского-на-Амуре гос. техн. ун-та. Науки о природе и технике. – 2015. – № III-1(23). – С. 54-64.

Захарова Н. В.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТЕРЖНЕВЫХ СМЕСЕЙ НА ОСНОВЕ ПОЛИМЕРНЫХ СВЯЗУЮЩИХ

Захарова Н. В.

N. V. Zakharova

ИССЛЕДОВАНИЕ СТЕРЖНЕВЫХ СМЕСЕЙ НА ОСНОВЕ ПОЛИМЕРНЫХ СВЯЗУЮЩИХ

THE STUDY OF CORE SAND MIXTURES BASED ON POLYMERIC BINDERS

Захарова Наталья Владимировна – кандидат технических наук, доцент кафедры теории и методики технологического образования Амурского гуманитарно-педагогического государственного университета (Россия, Комсомольск-на-Амуре); 8(4217)52-12-05.

Ms. Natalia V. Zakharova – PhD in Engineering, Associate Professor, Theories and Principles of Engineering Education Department, Amur State University of Humanities and Pedagogy (Russia, Komsomolsk-on-Amur); 8(4217)52-12-05.

Аннотация. Рассмотрена возможность применения отходов пенополистирола в качестве самостоятельного связующего при изготовлении стержневых смесей. Представлены экспериментальные данные, полученные при исследовании свойств стержневых смесей в зависимости от способа и порядка ввода, количества раствора пенополистирола, его вязкости и способа сушки. Рассмотрена возможность использования раствора пенополистирола в качестве самостоятельного связующего и в качестве полимерной добавки.

Summary. The possibility of using foamed polystyrene waste as the binder in manufacturing core sand mixtures. The article provides experimental data obtained by studying the core sand mixtures properties depending on the methods of addition, foamed polystyrene solution amount, its viscosity and the method of drying. The author investigates the ways of using foamed polystyrene as the binder and as the polymeric additive.

Ключевые слова: стержневые смеси, раствор, пенополистирол, отливка, связующее, жидкое стекло, лигносульфонат.

Key words: core sand mixture, solution, foamed polystyrene, cast molding, binder, liquid silica, lignosulfonate.

УДК 621.742.48

При изготовлении отливок наиболее распространёнными являются технологии разовых песчаных форм.

Получение чистых внутренних полостей отливок, формируемых стержнями, затруднено последующими трудоёмкими операциями по повышению чистоты поверхности.

Стержневые смеси должны обладать достаточными технологическими свойствами, чтобы избежать разрушения при постановке в форму и заливке металла.

Поэтому при изготовлении стержневых смесей для повышения прочностных свойств, термической стойкости, улучшения выбиваемости, снижения прилипаемости применяют различные сочетания органических и неорганических связующих.

В данной работе представлены результаты исследования возможности применения углеродосодержащей добавки в качестве самостоятельного связующего при изготовлении жидкостекольных стержневых смесей и смесей на основе лигносульфоната.

В качестве такой добавки принимался раствор пенополистирола в толуоле. Исходя из анализа теоретических и практических данных в исследуемой стержневой смеси использовался раствор PS плотностью 1,5 г/см³. Исследовались возможные варианты и после-

довательность ввода компонентов смеси для получения состава с улучшенными прочностными свойствами.

Лигносульфонат является связующим тѐплового отверждения. Он не получил широкого распространения как самостоятельное связующее, т.к. он не обеспечивает достаточной прочности стержней в отверждѐнном состоянии. Для улучшения связующих свойств лигносульфонат совмещают с другими связующими или органическими соединениями.

Жидкое стекло в литейном производстве – одно из самых распространѐнных неорганических связующих. Как литейное связующее применяется при CO_2 -процессе изготовления стержней и форм, используется в составах самотвердеющих смесей, отверждение которых происходило при комнатной температуре под влиянием вводимых в смесь отвердителей. Основным недостатком в процессе производства отливок с использованием жидкостекольных стержневых смесей является образование пригара на поверхности отливок и внутри оформляемых полостей и низкая выбиваемость.

Одним из наиболее эффективных способов улучшения выбиваемости жидкостекольных смесей является уменьшение доли жидкого стекла в смеси. Уменьшение содержания жидкого стекла не должно повлечь за собой снижения начальной прочности смеси и ухудшения её физико-механических и технологических свойств.

Также улучшить свойства смесей на основе жидкого стекла и лигносульфоната можно введением углеродосодержащих добавок. При термодеструкции формовочных смесей с углеродосодержащими добавками происходит выделение пироуглерода. Раствор пенополистирола обеспечивает наибольший (более 50 %) выход пироуглерода, что даёт возможность использования раствора как самостоятельного связующего, а также как полимерную добавку для упрочнения смеси с лигносульфонатом и для разупрочнения стержней после отверждения (жидкостекольные смеси).

Улучшение адгезионных свойств плѐнкообразующих веществ за счёт введения их в толуол (ароматический углеводород) обосновывает выбор раствора пенополистирола в качестве связующего.

При введении раствора пенополистирола различной концентрации в жидкое стекло или лигносульфонат прочность стержней после отверждения увеличивается в 2...3 раза.

Уменьшить остаточную прочность стержневых смесей на основе жидкого стекла для CO_2 -процесса в 10...15 раз можно при плакировании наполнителя раствором пенополистирола [7]. При содержании в смеси 3...4 % раствора пенополистирола 20...40%-ной концентрации предел прочности после сушки стержня находится в пределах 1,7...2,0 МПа, после CO_2 -процесса – 0,7...1,2 МПа. Остаточная прочность варьировалась в пределах 0,009...0,02 МПа [3].

При использовании раствора пенополистирола как самостоятельного связующего прочность стержневой смеси после отверждения достигает 3...3,5 МПа. Это достигается введением в наполнитель 4...5 % раствора пенополистирола 30...40%-ной концентрации. Кроме того, смесь имеет нулевую адгезию к оснастке, появляется возможность приготовления литейных стержней без противопопригарного покрытия.

Прочностные свойства смеси повышает и непосредственное введение 2...3 % раствора пенополистирола 15...30%-ной концентрации в жидкое стекло (2...3 %). Предел прочности стержней после сушки составляет 2...2,5 МПа, после CO_2 -процесса – 0,2...0,4 МПа. Начальное и остаточное временное сопротивление смеси на разрыв зависит от метода отверждения, очерѐдности и метода ввода, пропорций составляющих связующего, температурного режима и временного интервала отверждения стержневой смеси. При вводе в жидкое стекло (1...2 %) 2...3 % раствора пенополистирола 15...30%-ной концентрации предел прочности литейных стержней после сушки находится в пределах 2...2,5 МПа, после CO_2 -процесса – в пределах 0,20...0,40 МПа. Остаточная прочность стержней составляет 0,01...0,03 МПа.

Плакирование наполнителя 3...4 % раствором пенополистирола 20...40%-ной концентрации повышает временное сопротивление на разрыв при воздействии температуры в пределах 1,70...2 МПа, после CO₂-процесса – 0,7...1,2 МПа. Остаточная прочность смесей 0,01...0,04 МПа.

Способ ввода раствора пенополистирола в смесь на основе жидкого стекла, отверждённую по CO₂-процессу, влияет на коэффициент разупрочнения. При плакировании наполнителя раствором пенополистирола и последующим вводом жидкого стекла у образцов отмечается максимальный коэффициент разупрочнения, чем при вводе раствора пенополистирола непосредственно в жидкое стекло. Это можно объяснить тем, что раствор пенополистирола обволакивает зёрна наполнителя (находясь под силикатной плёнкой) и при низких температурах прогрева стержней способствует прорыву силикатной плёнки, в результате чего трудоёмкие операции по выбивке стержней снижаются. При температурах $t > 800$ °С в условиях недостатка кислорода возможно частичное выгорание добавки, что ведёт к образованию инертной прослойки сажистого углерода.

Инертная прослойка, в свою очередь, снижает адгезию плёнок и уменьшает прочность смесей. Поэтому введение раствора пенополистирола увеличивает коэффициент разупрочнения K_p .

Введение раствора пенополистирола в наполнитель оказывает положительное влияние на предел прочности в сухом состоянии (более 2 МПа), снижает содержание в смеси жидкого стекла в 1,5...2 раза. Благодаря уменьшению толщины плёнки жидкого стекла улучшается выбиваемость смеси из отливок. Разупрочнение стержня после заливки металла в форму происходит за счёт термодеструкции вводимого в смесь раствора пенополистирола.

Полученная смесь отличается пониженной адгезией к оснастке, возможностью автоматического смесеприготовления и повторного использования смеси, стабильностью размеров стержней и форм при заливке, получением чистой поверхности отливки без использования противопопригарного покрытия.

При приготовлении стержневой смеси на основе лигносульфоната с заданными свойствами определяющим фактором является объём включаемых компонентов связующего [6].

Производство стержневой смеси с лигносульфонатным связующим после отверждения под воздействием температуры, с нулевой адгезией к оснастке, пониженной гигроскопичностью и возможностью использования стержня без противопопригарного покрытия возможно при добавлении 1...3 % раствора пенополистирола и 1...2 % лигносульфоната. Временное сопротивление на разрыв такой смеси составляет 1,8...2,2 МПа.

Из вышесказанного можно сделать вывод, что при введении раствора пенополистирола в состав стержневой смеси на основе лигносульфоната повышается термостойкость и улучшаются технологические и физико-механические свойства стержневой смеси. Также повышаются качество стержней и предел прочности на разрыв в «сыром» состоянии и после сушки, адгезия к оснастке сводится к нулю. Обеспечивается качественная поверхность отливки без применения противопопригарной краски. Опытным путём установлено, что для смесей на основе лигносульфоната с добавкой раствора пенополистирола рекомендуемая температура сушки стержней $t = 200...225$ °С. Дальнейшее повышение температуры приводит к понижению прочностных характеристик.

Таким образом, предел прочности на разрыв стержней, изготовленных из смесей на лигносульфонатном связующем, имеет прямую зависимость от пропорций начальных компонентов связующего, температурного режима и времени отверждения. Наибольшая прочность (1,8 МПа) достигается при вводе в смесь до 3 % раствора пенополистирола при температуре сушки не выше 225 °С. Таким образом, ввод в смесь раствора пенополистирола улучшает технологические свойства смеси, сокращает расход лигносульфоната до 1 % и уменьшает суммарное содержание связующего [4].

Исходя из проведённых исследований были получены следующие результаты. Выявлено, что прочностные свойства смесей улучшаются при введении раствора пенополистирола непосредственно в смесь.

Увеличение концентрации раствора пенополистирола более 30...40 % ведёт к возрастанию вязкости связующего, раствор загустевает и становится пластичным. При увеличении концентрации более 50 % раствор переходит в гелеобразное состояние.

При введении в наполнитель 5...6 % раствора пенополистирола происходит увеличение прочности (2,7...3,0 МПа). Последующий рост количества и концентрации связующего (более 40 %) приводит к ухудшению прочностных характеристик смеси.

Максимум «сырой» прочности (0,6...1,2 МПа) достигается к моменту приобретения связующим пластических свойств, т.е. когда содержание раствора в связующем и смеси достигает критической концентрации [4].

Экспериментальные данные показали, что максимальное разупрочнение стержней происходит при вводе в смесь 40%-ного раствора пенополистирола, при уменьшении или увеличении концентрации раствора разупрочняющее воздействие снижается.

Использование раствора перополистирола в качестве связующего для приготовления стержневых смесей позволяет уменьшить расходы жидкого стекла и лигносульфоната на 35...50 % и позволяет повторно использовать 60...80 % отработанной смеси.

ЛИТЕРАТУРА

1. Дмитриев, Э. А. Исследование свойств стержневых смесей с использованием полимерной добавки / Э. А. Дмитриев, В. В. Петров, Н. В. Захарова // Проблемы механики сплошных сред и смежные вопросы технологии машиностроения: сб. докладов третьей конференции, Владивосток-Комсомольск-на-Амуре, сентябрь 2004 г. – Комсомольск-на-Амуре: ИМиМ ДВОРАН, 2005. – С. 189.
2. Исследование влияния полимерной добавки на свойства стержней на основе ЛСТ / А. И. Евстигнеев, Н. В. Захарова, В. В. Петров, Э. А. Дмитриев, Е. А. Тютина // Литейное производство. – 2006. – № 1. – С. 5-7.
3. Захарова, Н. В. Разработка комбинированных связующих композиций на основе полимеров / Н. В. Захарова // Повышение эффективности и инвестиционной и инновационной деятельности в Дальневосточном регионе и странах АТР: материалы междунар. науч.-практ. конф., Комсомольск-на-Амуре, 3-4 октября 2005 г. Ч. 3 / редкол.: Ю. Г. Кабалдин (отв. ред.) и др. – Комсомольск-на-Амуре: ГОУВПО «КнАГТУ», 2005. – С. 144.
4. Пат. 2288804 РФ МПК В22С 1/16 Смесь для изготовления литейных стержней / В. И. Якимов, В. В. Петров, Э. А. Дмитриев, Н. В. Захарова; заявитель и патентообладатель Открытое акционерное общество «Комсомольское-на-Амуре авиационное производственное объединение имени Ю. А. Гагарина». – № 2004137561/02; заявл. 22.12.2004; опубл. 10.12.2006. Бюл. № 20.
5. Петров, В. В. Стержневая смесь с использованием полистирола в качестве связующего раствора / В. В. Петров, Э. А. Дмитриев, Н. В. Захарова // Литейное производство. – 2006. – № 7. – С. 17-18.
6. Петров, В. В. Химическая активация наполнителя стержневой смеси и исследование физико-механических свойств смеси / В. В. Петров, Э. А. Дмитриев, Н. В. Захарова // Литейное производство. – 2005. – № 12. – С. 5-7.
7. Петров, В. В. Химическая активация наполнителя стержневых смесей и исследование физико-механических свойств стержней / В. В. Петров, Э. А. Дмитриев, Н. В. Захарова // Литейное производство. – 2006. – № 2. – С. 7-8.
8. Модифицированные полимерно-жидкостекольные связующие для легковываемых форм и стержней / В. В. Петров, Э. А. Дмитриев, Н. В. Захарова, Е. А. Тютина // Проблемы сплошных сред и смежные вопросы технологии машиностроения: сб. докладов третьей конф., Владивосток-Комсомольск-на-Амуре, сентябрь 2004 г. – Комсомольск-на-Амуре: ИМиМ ДВО РАН, 2005. – С. 189-191.

Полянская И. Л., Шушарина И. В.

СТАДИИ КАРБИДООБРАЗОВАНИЯ ПРИ ОТПУСКЕ ЗАКАЛЁННЫХ СТАДИЙ

Полянская И. Л., Шушарина И. В.

I. L. Polyanskaya, I. V. Shusharina

СТАДИИ КАРБИДООБРАЗОВАНИЯ ПРИ ОТПУСКЕ ЗАКАЛЁННЫХ СТАДИЙ

CARBIDE FORMING STAGES WHEN DRAWING-BACK HEAT-TREATED STAGES

Полянская Ирина Леонидовна – кандидат технических наук Уральского Государственного университета путей сообщения (Россия, Тюмень). E-mail: polyanskaya_il@inbox.ru.

Ms. Irina L. Polyanskaya – PhD in Engineering, Ural State Railway University (Russia, Tumen). E-mail: polyanskaya_il@inbox.ru.

Шушарина Ирина Владимировна – старший преподаватель Тюменского индустриального университета (Россия, Тюмень). E-mail: stas@mail.ru.

Ms. Irina V. Shusharina – senior lecturer, Tumen Industrial University (Russia, Tumen). E-mail: stas@mail.ru.

Аннотация. В статье представлены результаты исследований объёмных изменений структуры углеродистой стали при низком отпуске и определено влияние температуры на величину объёмного эффекта. Анализ полученных результатов показал, что если углерода в стали недостаточно для образования сегрегаций в твёрдом бездефектном растворе, то образования ϵ -карбида при отпуске не происходит.

Summary. The article presents the research results of volumetric changes of carbon steel structure when low drawing-back and determines the action of temperature on the magnitude of the volumetric effect. The analysis of the results showed that if there is not enough carbon steel for the segregation forming in the solid defect-free solution, the formation of ϵ -carbide when drawing-back does not occur.

Ключевые слова: отпуск стали, закалка, мартенсит, превращения, образование сегрегаций, бездефектный твёрдый раствор, dilatometer.

Key words: drawing-back of steel, heat-treating, martensite, changes, segregation forming, defect-free solid solution, dilatometer.

УДК 669.111.35:539.4.015

Введение

Внутренние превращения в металлах и сплавах сопровождаются изменениями объёма (линейных размеров) и коэффициента расширения. На изучении этих измерений основан dilatометрический метод, широко применяемый в металловедении.

Данный метод широко применяется при исследовании кинетики внутренних превращений в металлах и сплавах как при нагреве, так и при охлаждении. Преимущества этого метода заключаются в малой инерции dilatометров, что позволяет следить за быстрым течением процессов. Кроме того, очень часто объёмный эффект того или иного превращения значительно заметнее других эффектов, сопровождающих данное превращение [1; 2].

Исследование природы процессов, протекающих при отпуске, продвигалось от отпуски при высоких температурах (300...400 °С) к низким (90...200 °С). Такой ход процесса познания обусловлен объективными причинами. При более высоких температурах отпуски происходят более сильные изменения в структуре, которые легче заметить и изучить. С понижением температуры отпуски изменения в структуре мартенсита становятся меньше, обнаружить их становится труднее. Поэтому процессы, протекающие в интервале низких температур, менее изучены, чем процессы, протекающие при высоких температурах.

Методика проведения исследований

Количественный анализ объёмных эффектов фазовых превращений обычно проводят на поликристаллических образцах потому, что в силу квазиизотропности материала изменения объёма, рассчитанные по дилатограммам, совпадают с объёмными эффектами, определёнными методом гидростатического взвешивания. Часто, исследуя процессы при низких температурах (90...200 °С) этим методом, исследователи приходят к различным выводам. Это говорит либо о несовершенстве метода исследования, либо о том, что полученные результаты можно объяснить различным образом. В этом случае выводы авторов будут зависеть от их субъективной позиции.

В данной работе анализ проводился на специально сконструированном дилатометре [7; 10].

Блок-схема установки представлена на рис. 1. Образец 4 помещался в кварцевую трубку 5, запаянную с одного конца. Изменения в объёме образца через толкатель 3 передавались на подвижную ножку индикатора 2, а через неё – на упругую стальную пластину 1, на которой наклеены тензодатчики по мостовой схеме. С помощью тензодатчиков объёмные изменения образца преобразовывались в электрический сигнал. Температура образца измерялась термопарой 6. Холодные спаи термопары термостатировались в термостате 7. Сигналы с тензодатчиков и термопары подавались на усилители 8, а с них – на двухкоординатный самописец 9. Температура образца контролировалась потенциометром 10. Коэффициент усиления дилатометра составлял $K_{\max} = 2500$.

О величине объёмных коэффициентов судили по относительному объёмному эффекту [2; 4], который определяли по формуле

$$\frac{\Delta V}{V} = 3 \cdot \frac{\Delta l}{l},$$

где ΔV – величина изменения объёма образца; V – исходный объём образца; Δl – величина, численно равная линейному эффекту превращения; l – исходная длина образца.

В настоящей работе на дилатометре записывали объёмные изменения, которые имели место как при нагреве, так и при охлаждении образцов ниже комнатной температуры. Для записи дилатограмм при нагреве кварцевая трубка с образцом помещалась в трубчатую печь. Скорость нагрева при записи составляла 2...4 град/мин. При охлаждении кварцевая трубка с образцом медленно опускалась в сосуд Дьюара с жидким азотом. Скорость опускания образца в сосуд Дьюара во всех случаях была одинаковой. Выбранный режим обеспечивал скорость охлаждения 8...10 град/мин.

Результаты исследований

Экспериментально установлено, что в сталях, содержащих углерода меньше 0,3 %, сегрегации образуются главным образом на дефектах кристаллического строения. В сталях с большим содержанием углерода сегрегации образуются как на дефектах кристаллического строения, так и в бездефектном твёрдом растворе. В связи с тем что в углеродистых сталях возможно образование сегрегаций двух видов, возникает вопрос: где в первую очередь образуются сегрегации – в твёрдом растворе или на дефектах кристаллического строения?

Авторы [6], исходя из того, что энергия упругого взаимодействия между атомами в высокоуглеродистом мартенсите больше энергии связи углерода с дислокацией, считают, что образование сегрегаций углерода на дислокациях происходит после образования ϵ -карбида; образование сегрегаций на дислокациях лимитируется релаксацией напряжений между карбидной фазой и матрицей.

Авторы [3], наоборот, считают, что образование сегрегаций на дислокациях предшествует образованию ϵ -карбида и завершается при комнатной температуре в течение двух часов.

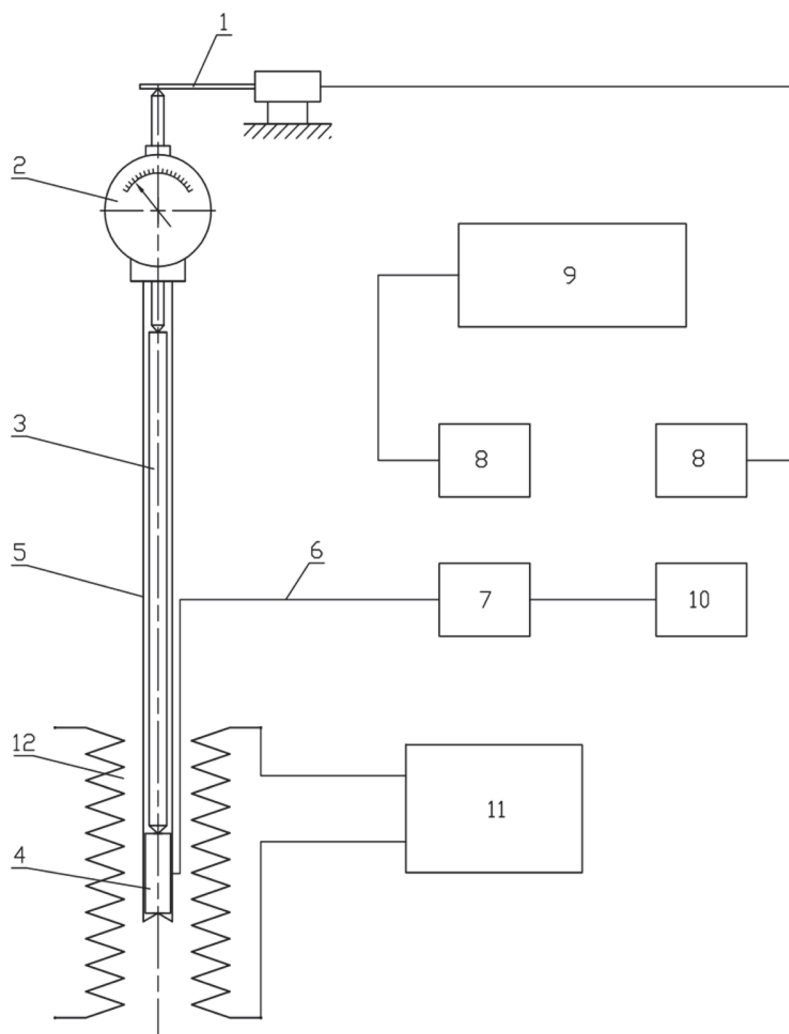


Рис. 1. Схема установки для определения объёмных эффектов при отпуске сталей:
 1 – стальная пластина; 2 – индикатор; 3 – толкатель; 4 – образец; 5 – кварцевая трубка;
 6 – термопара; 7 – термостат; 8 – усилители; 9 – двухкоординатный самописец;
 10 – потенциометр; 11 – трансформатор; 12 – печь

Изучению данной проблемы и посвящена представленная работа.

Исследование проводили на углеродистых сталях 35 и У9, содержащих соответственно 0,36 и 0,89 % углерода. Сталь аустенизировали при температуре 1100 °С и закаливали в 20%-м растворе щёлочи NaOH. После закалки образцы дополнительно охлаждали в жидком азоте, где они хранились до проведения соответствующих измерений. Образование сегрегаций в сталях изучали дилатометрическим методом. Величину объёмных эффектов определяли как при непрерывном нагреве со скоростью ~10 °С/мин, так и при изотермическом отпуске. Погрешность при определении величины объёмных эффектов не превышала 5 %.

На рис. 2 и 3 приведены дилатограммы для стали 35 и стали У9.

Кривые 1 – это дилатограммы свежезакалённых образцов, кривые 2 – дилатограммы образцов, которые после закалки были подвергнуты естественному старению в течение суток. Дилатограммы записаны от температуры жидкого азота.

Кривая 3 – дилатограмма свежезакалённого образца из стали У9, записанная от комнатной температуры.

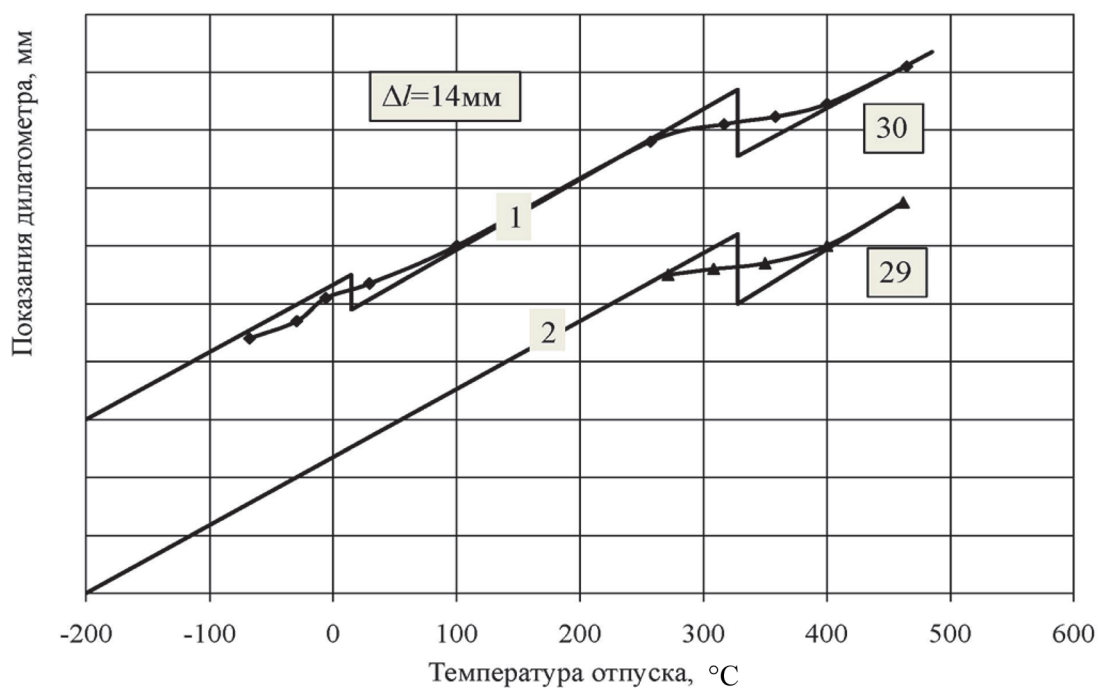


Рис. 2. Дилатометрические кривые стали 35:
1 – свежезакалённые образцы; 2 – образцы, состаренные при комнатной температуре в течение суток

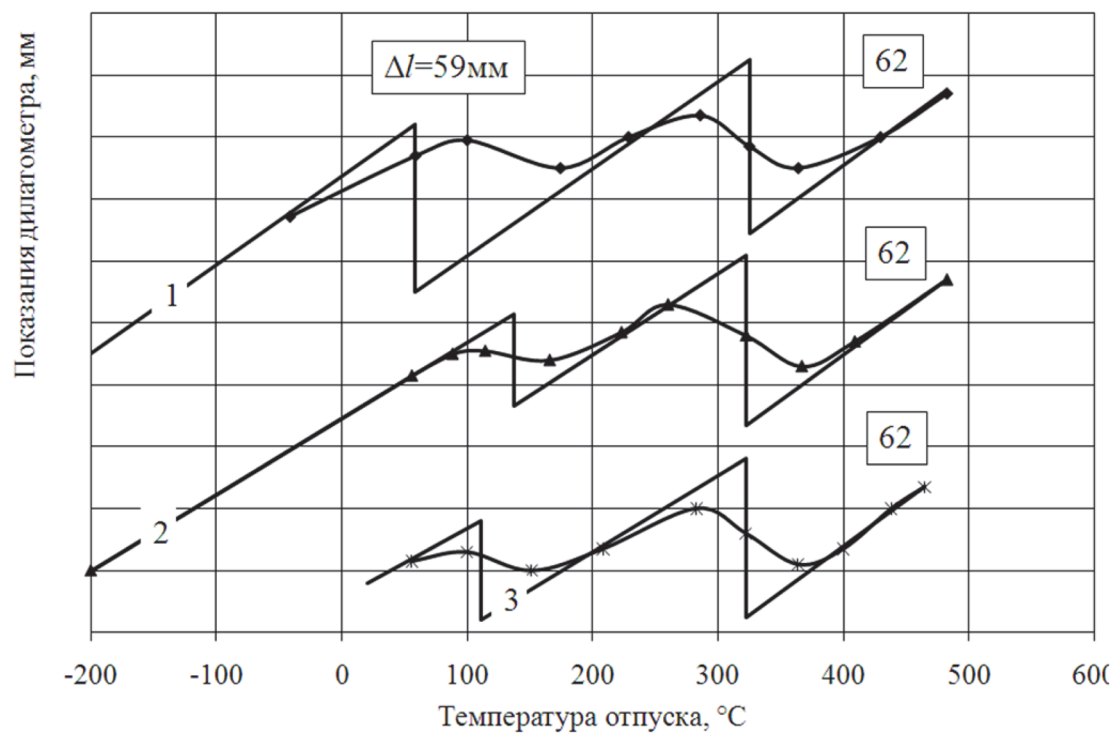


Рис. 3. Дилатометрические кривые стали У9:
1, 3 – свежезакалённые образцы; 2 – образцы, состаренные при комнатной температуре в течение суток

На дилатограммах свежезакалённых образцов, записанных от температуры жидкого азота, видно, что уменьшение объёма при нагреве начинается от температуры $-50\text{ }^{\circ}\text{C}$, поэтому первый объёмный эффект получается больше, чем при записи дилатограммы от комнатной температуры (сравните кривые 1 и 3 на рис. 3). Изменение объёма в интервале температур $-50\dots+200\text{ }^{\circ}\text{C}$ происходит в два этапа. Вначале в интервале $-50\dots+75\text{ }^{\circ}\text{C}$ происходит плавное уменьшение объёма, а после температуры $+75\text{ }^{\circ}\text{C}$ объём изменяется более резко. У стали 35 наблюдается только первый этап, у стали У9 – два.

Старение при комнатной температуре приводит к уменьшению первого объёмного эффекта. У стали 35 после старения в течение суток первый объёмный эффект вообще пропадает. У стали У9 при этой длительности старения величина объёмного эффекта стабилизируется и при увеличении времени старения до 10 суток изменяется незначительно. При дальнейшем старении объёмный эффект снова резко уменьшается (см. рис. 3, кривая 1), ширина температурного интервала, в котором наблюдается первый объёмный эффект, становится меньше. Сужение интервала происходит вследствие повышения нижней температуры, в то время как верхняя остаётся постоянной (см. рис. 3, кривые 2 и 3).

Все эти данные говорят о том, что в закалённых сталях начиная с $-50\text{ }^{\circ}\text{C}$ развиваются процессы сегрегации углерода. Характер процессов, протекающих в исследуемых сталях, различен. Уменьшение объёма закалённого образца из стали 35 происходит в интервале $-50\dots+100\text{ }^{\circ}\text{C}$. После старения этот эффект пропадает, т.е. у состаренного образца отсутствует объёмный эффект, обусловленный образованием ϵ -карбида. Всё это говорит о том, что у стали 35 уменьшение объёма у свежезакалённого образца обусловлено образованием сегрегаций углерода на дефектах кристаллического строения.

У стали У9, в отличие от стали 35, первый объёмный эффект при старении уменьшается дважды (см. рис. 4, кривая 1). Первое уменьшение наблюдается при старении в течение первых суток, после чего величина объёмного эффекта стабилизируется. Второе уменьшение происходит при старении свыше 10 суток.

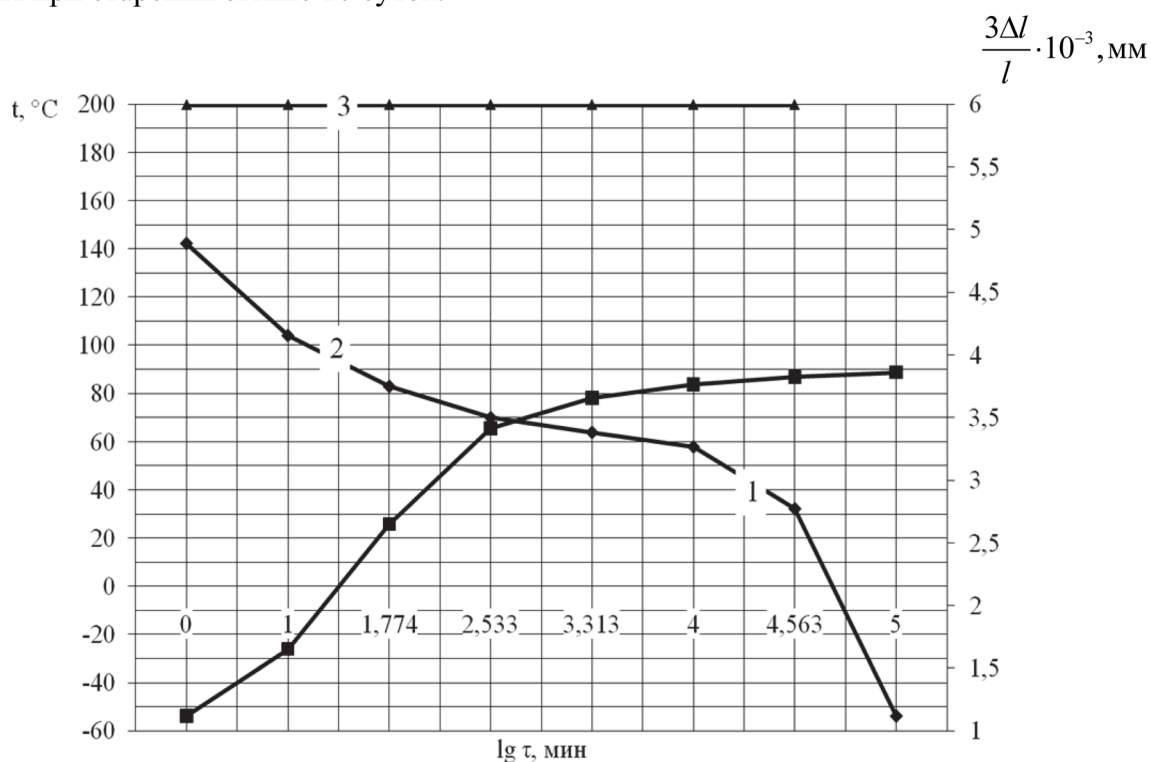


Рис. 4. Зависимость величины первого объёмного эффекта (1), температуры начала (2) и конца (3) интервала первого превращения от длительности старения

Для того чтобы выяснить природу этих уменьшений объёма, были записаны дилатограммы при изотермическом отпуске на 60, 75 и 100 °С (см. рис. 4). При изотермическом отпуске на 60 и 75 °С также наблюдается двойное уменьшение объёма.

С повышением температуры отпуска переход от первого уменьшения ко второму ускоряется. При изотермическом отпуске на 100 °С к уже существующим двум добавляется третье уменьшение объёма. Поскольку образование ϵ -карбида происходит при температурах выше 80 °С [7; 10], то третье уменьшение объёма при отпуске на 100 °С обусловлено образованием ϵ -карбида. В пользу данного предположения говорит то, что после завершения третьего этапа объёмный эффект в интервале температур первого превращения полностью исчезает.

Первое и второе уменьшения объёма при отпуске обусловлены образованием сегрегаций. Об этом говорят следующие факты. Высчитанная по двум изотермам 60 и 75 °С энергия активации процессов, контролирующих превращения, вызывающих первое и второе уменьшения объёма, оказалась соответственно равной 11, 76 и 119,7 кДж/г·моль. Низкие значения энергии активации процесса, обуславливающего первое уменьшение объёма, указывают на то, что оно вызвано образованием сегрегаций атомов углерода на дислокациях. Сегрегации образуются путём дрейфа атомов углерода в поле напряжений дислокаций.

Энергия активации процесса, вызывающего второе уменьшение, соответствует энергии активации диффузии углерода в объёме зёрен α -железа [8]. Поскольку образования ϵ -карбида ещё не происходит (он образуется при температурах выше 80 °С), то единственным процессом, который может происходить с перераспределением углерода в объёме зёрен, может быть только процесс, связанный с образованием сегрегаций углерода в бездефектном твёрдом растворе [7].

Судя по наклону кривых на участках I и II (см. рис. 5), образование сегрегаций в бездефектном твёрдом растворе протекает с большей скоростью, чем на дислокациях.

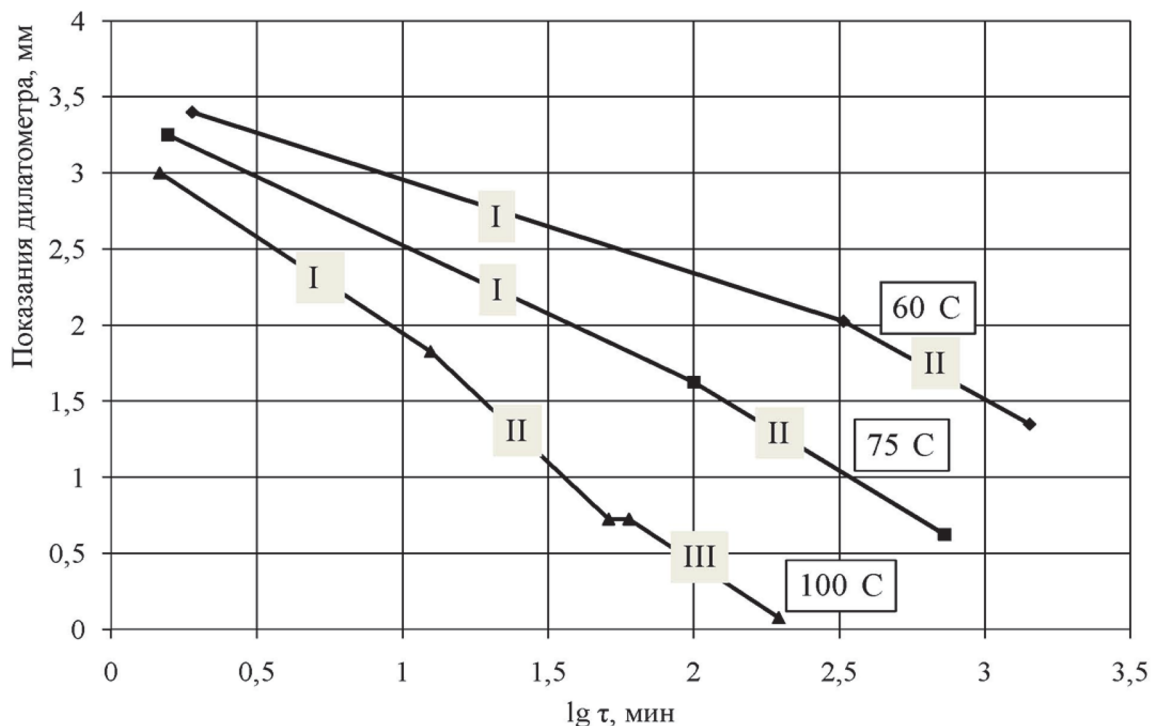


Рис. 5. Изменение длины образца при изотермическом отпуске

Выводы

Изучению начальных стадий распада углеродистого мартенсита посвящено большое количество работ. В результате проведённых исследований было установлено, что распад мартенсита начинается с перераспределения углерода и образования сегрегаций углерода в твёрдом растворе [10]. Установлено [7; 8], что в твёрдом растворе возникают сегрегации двух видов. Один – на дефектах кристаллического строения, другие – в бездефектном твёрдом растворе. Первые сегрегации образуются в результате упругого взаимодействия дальнедействующих полей примесных атомов и дефектов кристаллического строения [7; 10], вторые – вследствие спинодальной неустойчивости перенасыщенного углеродом α -твёрдого раствора [8].

Энергия связи атомов углерода с дефектами кристаллического строения выше, чем в ϵ -карбиде [5], поэтому сегрегации, сформировавшиеся на дефектах кристаллического строения, не участвуют в образовании ϵ -карбида. В бездефектном твёрдом растворе атомы углерода собираются по плоскостям $\{10.3\}_\alpha$ с правильным чередованием (через одну) заполненных углеродом плоскостей [4]. В местах скопления атомов углерода возникают неоднородные смещения атомов железа, которые описываются волной статических смещений $1/2\langle 101 \rangle \{10.3\}_\alpha$. В результате этого в твёрдом растворе с ОПК-решёткой возникает мотив ГПУ-решётки ϵ -карбида [4], поэтому сегрегации углерода, образующиеся в твёрдом растворе, служат местами образования метастабильного ϵ -карбида.

Судя по дилатометрическим данным, распад мартенсита протекает следующим образом. Вначале в мартенсите образуются сегрегации на дефектах кристаллического строения, после формируются сегрегации в бездефектном твёрдом растворе, а затем образуется ϵ -карбид. Если углерода в стали недостаточно для образования сегрегаций в бездефектном твёрдом растворе, то образования ϵ -карбида при отпуске не происходит.

ЛИТЕРАТУРА

1. Курдюмов, Г. В. Превращения в железе и стали / Г. В. Курдюмов, Л. М. Утевский, Р. И. Энтин. – М.: Наука, 1977. – 273 с.
2. Усиков, М. П. Структурные превращения при низком отпуске углеродистого мартенсита / М. П. Усиков, Ф. Г. Хачатурян // ФММ. – 1977. – Т. 43. – Вып. 3. – С. 554-561.
3. Криштал, М. А. Механизм диффузии в железных сплавах / М. А. Криштал. – М.: Metallurgizdat, 1972. – 400 с.
4. Белоус, М. В. Превращения при отпуске стали / М. В. Белоус, В. Т. Черепин, М. А. Васильев. – М.: Metallurgiya, 1973. – 230 с.
5. Лысак, Л. И. Физические основы термической обработки стали / Л. И. Лысак, Б. И. Николин. – Киев: Техніка, 1975. – 304 с.
6. Кутсар, А. Р. Изучение превращений при отпуске стали методом ЯГР / А. Р. Кутсар, Ю. А. Родионов, Г. Г. Исфандияров // ФММ. – 1980. – Т. 49. – С. 645-648.
7. Кораблев, В. А. Исследование механизма образования, формы, размеров и площади карбидной фазы при обычном отпуске и тепловой обработке в вакууме на износостойкость и долговечность шарнирных подшипников из стали 95X18Ш / № 78003824 от 01.12.1980: отчёт по научно-исследовательской работе / В. А. Кораблев. – Тюмень: ТюмГНГУ, 1980. – 244 с.
8. Кораблев, В. А. Изучение начальных стадий карбидообразования при отпуске закалённых углеродистых сталей / В. А. Кораблев, Н. Л. Венедиктов // Термическая обработка, структура и свойства металлов: межвузовский сборник. Вып. 10. – Свердловск: Изд-во УПИ им. С. М. Кирова, 1985. – С. 60-65.
9. Полянская, И. Л. Изучение термической и вакуумной обработки на износостойкость стали 40X13, применяемой для изготовления ножей куттера / И. Л. Полянская, Д. Д. Байнашев, В. А. Кораблев // Материалы конференции национального первенства по научной аналитике, Открытого Европейско-Азиатского первенства по научной аналитике, Лондон, Великобритания, 15-20 марта 2012 г. – С. 69-73.



10. Полянская, И. Л. Изучение процессов, протекающих в закалённых углеродистых сталях при низком отпуске: моногр. / И. Л. Полянская, В. А. Кораблев. – Тюмень: РИО ФГБОУ ВПО «ТюмГАСУ», 2015. – 80 с.
11. Полянская, И. Л. Сталь 95Х18Ш и влияние на её свойства тепловой вакуумной обработки / И. Л. Полянская, И. В. Шушарина // Сборник научных трудов ТюмГАСУ за 2014 год. В 2 т. Т. 1. – Тюмень: РИО ТюмГАСУ, 2014. – С. 103-106.
12. Новые материалы и технологии. Конструирование новых материалов и упрочняющих технологий / В. Е. Панин [и др.]. – Новосибирск: ВО «Наука», 1993. – 152 с.

НАУЧНАЯ ЖИЗНЬ
SCIENTIFIC LIFE

Серебренникова А. Г., Асафьева Е. В., Ярош А. С.
A. G. Serebrennikova, E. V. Asafyeva, A. S. Yarosh

**ЧЕМПИОНАТ WORLDSKILLS: ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ЗНАНИЯ, УМЕНИЯ,
ПРАКТИЧЕСКИЕ НАВЫКИ**

CHAMPIONSHIP WORLDSKILLS: THEORETICAL KNOWLEDGE AND SKILLS

Серебренникова Анжела Геннадьевна – кандидат технических наук, доцент кафедры «Технология машиностроения» ФГБОУ ВО «Комсомольский-на-Амуре государственный технический университет» (Россия, Комсомольск-на-Амуре). E-mail: S_angel@kmscom.ru.

Ms. Anzhela G. Serebrennikova – PhD in Engineering, Assistant Professor, Department of Mechanical Engineering Technology, Komsomolsk-on-Amur State Technical University (Russia, Komsomolsk-on-Amur). E-mail: s_angel@kmscom.ru.

Асафьева Елизавета Вячеславовна – студентка группы ЗКТб1 специальности «Конструкторско-технологическое обеспечение машиностроительного производства» ФГБОУ ВО «Комсомольский-на-Амуре государственный технический университет» (Россия, Комсомольск-на-Амуре).

E-mail: 1995-Liza@mail.ru.

Ms. Elizaveta V. Asafyeva – a student major in Design and technological support of machine-building production, Komsomolsk-on-Amur State Technical University (Russia, Komsomolsk-on-Amur).

E-mail: 1995-Liza@mail.ru.

Ярош Алёна Сергеевна – студентка группы 4КТб1 специальности «Конструкторско-технологическое обеспечение машиностроительного производства» ФГБОУ ВО «Комсомольский-на-Амуре государственный технический университет» (Россия, Комсомольск-на-Амуре).

E-mail: velosepedistka@mail.ru.

Ms. Alena S. Yarosh – a student major in Design and technological support of machine-building production, Komsomolsk-on-Amur State Technical University (Russia, Komsomolsk-on-Amur).

E-mail: velosepedistka@mail.ru.

Аннотация. В статье рассмотрены вопросы влияния участия студентов в конкурсах профессионального мастерства различного уровня на становление интереса к будущей выбранной специальности в стенах вуза.

Summary. The article discusses the participation of students in various competitions of professional skills and its role in getting interest in future specialty chosen within the University.

Ключевые слова: конкурс, чемпионат, профессия, навыки, знания, фрезерование.

Key words: competition, championship, profession, skills, knowledge, milling.

УДК 621.91.01

На протяжении трех лет студенты ИКП МТО КнАГТУ специальности «Конструкторско-технологическое обеспечение машиностроительных производств» учувствуют в различного рода конкурсах и соревнованиях городского и регионального уровней.

Так, в декабре 2015 г. был проведён Городской конкурс профессионального мастерства среди студентов высших учебных заведений и студентов учреждений профессионального образования по специальности «Фрезерные работы с ЧПУ», где студентка 2-го курса ФГБОУ ВО «КнАГТУ» А. С. Ярош заняла 3-е место.

Не так давно команда Комсомольского-на-Амуре государственного технического университета вернулась из г. Хабаровска, где Е. В. Асафьева заняла 2-е место в полуфинале *WorldSkills Russia* 2016 г. в компетенции «Фрезерные работы на станках с ЧПУ». Эта победа





не была случайной, потому что на протяжении трех лет нынешние призеры упорно шли к этому, участвуя в чемпионатах других уровней.

Возникает вопрос. Что же выбрать: высшую школу или рабочую профессию?

Ответ простой. Никакой инженер не станет классным специалистом, пока хотя бы немного не овладеет рабочей профессией, по которой выбрал своё обучение в вузе. Практический опыт, как известно, приходит через руки.

В настоящее время выпускники-специалисты в основном страдают от того, что нет подходящей работы либо работодатель не хочет брать на работу человека, не имеющего опыта работы. Где получить опыт работы студенту? Участие в профессиональных чемпионатах, олимпиадах даст данный опыт на ранних стадиях. Во время подготовки к подобным мероприятиям оттачиваются навыки, повышается уверенность в своих силах.

Одним из таких соревнований и является чемпионат *WorldSkills Russia*. В г. Хабаровске проходил отборочный полуфинал чемпионата, после которого в мае 2016 г. состоится финал в г. Москве. Если выиграть финал в Москве, то можно будет поехать в Казань в 2019 г. на Мировой чемпионат.

Сегодня в нашей стране движение *WorldSkills* набирает все большую силу. Популярность растет, а воздействие на институты профессионального образования национальной системы квалификаций усиливается.

На сегодня *WorldSkills International (WSI)* – некоммерческая ассоциация, открытая для членства агентствам или иным официальным органам, ответственным за развитие среднего профессионального образования (VET) в регионе или стране, которую они представляют. *WSI* осуществляет свою деятельность по всему миру, являясь политически и религиозно нейтральной организацией.

Видение своей деятельности *WSI* состоит в улучшении мира через развитие навыков и компетенций. Миссия организации состоит в том, чтобы показать, как компетентные, реально обладающие навыками люди способствуют экономическому росту и собственной самореализации в жизни.

Основная задача *WSI* – это проведение Мирового первенства *WorldSkills Competition (WSC)* раз в два года, которое сопровождается различными мероприятиями, подготавливающими и повышающими эффективность этого события.

На сегодняшний день ключевыми направлениями работы Стратегического комитета являются прогнозирование компетенций (профессий) ближайшего будущего; использование стандартов *WS* в действующих системах профессионального образования; медийная привлекательность соревнований *WSC*; построение новой финансовой модели функционирования *WSI*; повышение эффективности коллективного управления движением *WS* и организацией *WSI*.

На *WorldSkills* представлены более 50 видов компетенций рабочих профессий по разным отраслям производства. Следовательно, представители этих компетенций уже будут иметь реальный опыт в работе по своей профессии. Имея опыт, имеешь реальный шанс занять хорошее место на рынке труда и получать моральное и материальное удовлетворение от своей работы.



Говорит Алёна Ярош: «Подготовка к участию в городском конкурсе по фрезерной обработке на станке с ЧПУ состояла во множестве практик и изучении программного обеспечения станка. Что дало для меня это участие? Я приобрела уверенность в работе со станком, новые знания и умения. Сейчас я могу сказать, что для овладения моей выбранной профессией это был очень полезный опыт».