

Голоколос Д. А., Гриinfeld Г. М., Иванов С. Н.
D. A. Golokolos, G. M. Grinfeld, S. N. Ivanov

ЭНЕРГЕТИЧЕСКИЕ СООТНОШЕНИЯ В ГЕРМЕТИЧНЫХ ЭЛЕКТРОТЕХНИЧЕСКИХ КОМПЛЕКСАХ СПЕЦИАЛЬНОГО НАЗНАЧЕНИЯ

ENERGY BALANCE IN SEALED ELECTRIC TECHNICAL SYSTEMS FOR SPECIAL APPLICATIONS



Голоколос Дмитрий Анатольевич – аспирант кафедры «Электромеханика» Комсомольского-на-Амуре государственного технического университета (Россия, Комсомольск-на-Амуре); 681024, г. Комсомольск-на-Амуре, пр. Интернациональный, 59 – 31; +7 (914) 2123472. E-mail: dag@land.ru.

Mr. Dmitry A. Golokolos – PhD candidate, Department of Electromechanics, Komsomolsk-on-Amur State Technical University (Russia, Komsomolsk-on-Amur); 681024, Komsomolsk-on-Amur, 59, Internatsionalny Av., 31; +7-914-2123472. E-mail: dag@land.ru.



Гринфельд Григорий Михайлович – кандидат технических наук, доцент кафедры «Электропривод и автоматизация промышленных установок и технологических комплексов» Комсомольского-на-Амуре государственного технического университета (Россия, Комсомольск-на-Амуре); 681018, г. Комсомольск-на-Амуре, ул. Пионерская, 61 – 20; +7 (914) 1743914. E-mail: grinfelds2002@mail.ru.

Mr. Grigory M. Grinfeld – PhD in Engineering, Associate Professor, Department of Electric Drive and Industrial Automation, Komsomolsk-on-Amur State Technical University (Russia, Komsomolsk-on-Amur); 681018, Komsomolsk-on-Amur, 61, Pionerskaya Str., 20; +7-914-1743914. E-mail: grinfelds2002@mail.ru.



Иванов Сергей Николаевич – доктор технических наук, доцент, профессор кафедры «Электромеханика» Комсомольского-на-Амуре государственного технического университета (Россия, Комсомольск-на-Амуре); 681021, г. Комсомольск-на-Амуре, ул. Котовского, 1 – 60; 8 (914) 1859120. E-mail: isn@initkms.ru.

Mr. Sergey N. Ivanov – Doctor of Engineering, Professor, Department of Electromechanics, Komsomolsk-on-Amur State Technical University (Russia, Komsomolsk-on-Amur); 681021, Komsomolsk-on-Amur, 1, Kotovsky Str., 60; +7-914-1859120. E-mail: isn@initkms.ru.

Аннотация. Расширение областей применения электротехнических комплексов предполагает изменение подходов к обоснованному выбору энергетических соотношений на стадии проектирования. В данной статье рассмотрены вопросы определения соотношений между механической и тепловой составляющими мощности герметичных электротехнических комплексов специального назначения. Целью исследования является получение расчетных выражений, позволяющих не только оценивать, но и обеспечивать требуемые энергетические соотношения в рассмотренном классе устройств.

Summary. Expanding the fields of application of electro technical systems implies changing our approaches to the sound choice - at the design stage - of energy relations. In the present paper we tackle the problem of how to define the relations between mechanical and heat components of the power of pressure-proof specialized electro technical systems. The goal of our investigation is to obtain design-basis expressions allowing us to both assess and ensure the required energy relations in the systems of this class.

Ключевые слова: герметичные электротехнические комплексы, охлаждающая жидкость, теплообмен.

Key-words: pressure-proof electro technical systems, coolant, heat exchange.



В течение длительного времени ведущими производителями электротехнических комплексов и систем для самых разнообразных областей применения велись разработки стандартного энергетического оборудования повышенной производительности с высокими эксплуатационными свойствами. При этом на практике часто имеет место необходимость в устройствах, одновременно соответствующих жестким требованиям стандартов (например, IEEE 841-2009, DIN EN ISO 9001, ГОСТ РВ 0015-002-2012) и работающих в условиях, существенно отличающихся от номинальных. Примерами такого оборудования являются широко используемые приводы с жидкостным охлаждением, электротехнические установки, подключаемые к сети с отклонениями амплитуды, формы и частоты напряжения питания, теплообменные устройства со сниженным уровнем потерь на прокачку теплоносителя, виброустойчивые электромеханические преобразователи и в том числе герметичные электротехнические комплексы специального назначения. Наибольший интерес в этой области представляют разработки фирм Сименс и Франклин Электрик, использующих электроприводы в герметичной оболочке для мощных компрессоров и насосов, нашедшие дальнейшее развитие в отечественных герметичных электромеханических преобразователях [1].

В тоже время анализ и оценка влияния конструкционных элементов на эксплуатационные характеристики герметичных электротехнических комплексов (ГЭК) показывают, что при их работе имеют место дополнительные потери в экранирующих элементах, в основном обратно пропорциональные удельному электрическому сопротивлению материала. Значимость электрических свойств экранов подтверждают результаты расчетов: при одинаковом значении индукции потери для равнотолщинных экранов из нержавеющей стали и железа, т.е. при изменении удельного электрического сопротивления от $1,150 \cdot 10^{-6}$ Ом·м до $0,098 \cdot 10^{-6}$ Ом·м, отличаются почти на порядок [1]. Относительные потери могут составлять от 6...8 % (для маломагнитного экрана из нержавеющей стали) до 70...80 % (для ферромагнитного экрана), что указывает на необходимость повышения эффективности системы отвода выделяемой в элементах тепловой мощности и, как следствие, на целесообразность ее утилизации, например в ГЭК, в варьируемой степени совмещающих функции генерации и транспортирования тепловой энергии [2]. Причем именно количественное соотношение между обеспечиваемыми при эксплуатации тепловыми и механическими мощностями определяет назначение электротехнического комплекса (электронагревательный, перекачивающий или совмещенный для одновременного нагрева и перемещения рабочей среды) [3].

Таким образом, задача разработки и проектирования ГЭК заданного целевого назначения в первую очередь требует определения энергетических соотношений между тепловой мощностью, отводимой охлаждающей жидкостью и механической мощностью, обеспечивающей перемещение этой жидкости относительно герметизирующего экрана, и сводится к нахождению электромагнитных и геометрических параметров, соответствующих требуемым величинам выходной температуры и производительности (расхода) или давления (напора). Очевидно, что для эффективного решения и нахождения оптимальных проектных параметров необходимы не только математическое описание физических процессов в ГЭК и численное моделирование на основе мультифизических программ (ANSYS, FEMLAB, FLUENT, FLUX, OPERA, FLOWVISION, ELCUT), но и многомерная параметризация объекта исследования с использованием возможностей САПР-технологий (SOLIDWORKS, T-FLEX CAD и аналогичных САПР), результаты которых могут быть использованы для качественной и количественной оценки процесса нагрева и транспортирования.

Однако уже на этапе постановки задачи исследования возникает необходимость в задании начальных и граничных условий, которые априори не могут быть определены из-за сложности распределения элементов потока охлаждающей жидкости, обусловленной неравномерностью профиля скоростей потока, его турбулентностью, образованием не учитываемых разрывных течений, застойных зон, циркуляций, температурных градиентов и связанных с ними течений, междуфазовыми процессами тепло- и массообмена и т.п.

Как классическая (объемно-элементная), так и диффузионная модели не описывают реальный режим течения охлаждающей среды в ГЭК. Анализ гидродинамических условий, применительно к конструктивному исполнению вращающихся элементов совмещенных электротехнических комплексов, показывает, что для них могут быть использованы смешанные (комбинированные) модели, описывающие совокупность взаимосвязанных областей потока с различными характеристиками. Задача синтеза такой модели для различных расчетных областей как для простых идеализированных режимов течения (смешения, вытеснения, вытеснения с диффузией), так и для сложных (частично несмешиваемых, обратноциркуляционных, струйных потоков) включает этапы предварительного определения конфигураций и объемов зон с различными типами течения жидкости, например на основе теории пограничного слоя и параметризации модели, одновременно обеспечивающей точность отображения тепловых и гидравлических процессов и ограничивающей сложность математических представлений, необходимых для ее анализа.

Идентификация характерных целевых областей тепло- и массообмена, условно показанная на рис. 1, может быть произведена на основе анализа конструкций идеального смешивания (интенсивность циркуляции потока приводит к равномерному перемешиванию с радиальной скоростью v_r поступающей и уже находящейся в апертуре жидкости) и идеального вытеснения (поток состоит из равномерно движущихся с одинаковой осевой скоростью v_z частиц жидкости).

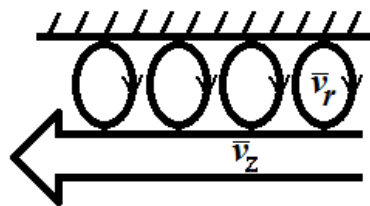


Рис. 1. Комбинированная модель тепло- и массообмена

Основное условие применения модели идеального смешивания – требуемая интенсивность перемешивания – обеспечивается автоматически вследствие наличия механического перемешивающего исполнительного элемента. Для модели идеального вытеснения, предполагающей поршневой характер течения охлаждающей среды, перемешивание потока отсутствует и время движения жидкости равно отношению внутреннего объема ГЭК к объемному расходу, например как в трубчатых теплообменных аппаратах при турбулентном течении жидкости с равномерным профилем скорости. Параметризация модели сводится к нахождению значимых факторов и функционала, однозначно описывающего выходные характеристики и целевое назначение ГЭК [4]. Комбинированная модель позволяет рассматривать два условно независимых процесса (нагрев и перемещение охлаждающей среды) и, соответственно, установить энергетические соотношения в ГЭК. При этом процесс перемещения является основным, поскольку определяет как интенсивность теплоотвода от герметизирующей оболочки, так и производительность комплекса.

На этапе определения энергетических соотношений, характеризующих явления массопереноса в ГЭК, целесообразно предварительно воспользоваться моделью идеализированного однопоточного и одноступенчатого источника механической мощности, имеющего бесконечно большое число плоских лопастей единичной толщины, перемещающих физическую среду, а затем провести параметризацию и учесть гидравлические, объемные и механические потери. Такой модели соответствует конструкция в виде совокупности двух торцевых колец, соединяющих напорные лопасти, причем при параметризации учитываются число лопастей, их геометрические размеры, профиль, углы входа/выхода потока.

Используемая в гидравлике формула Эйлера в виде разницы скалярных произведений u и v , записанная для системы лопастей, вращающихся относительно продольной оси с частотой n , имеет следующий вид:

$$gH = (u_2, v_2) - (u_1, v_1), \quad (1)$$

где gH – удельная энергия, передаваемая исполнительным элементом с бесконечно большим числом лопастей несжимаемой жидкостью без учета нагрева; v_2 – абсолютная скорость охлаждающей жидкости на выходе; v_1 – абсолютная скорость охлаждающей жидкости на входе.

Левая часть уравнения (1) может быть раскрыта с учетом профилей лопастей исполнительного элемента:

$$gH = (u_2 \sin \gamma_2 - u_1 \sin \gamma_1)(u_2 \sin \gamma_2 + u_1 \sin \gamma_1) - (u_2 v_{2r} \sin^2 \gamma_2 \operatorname{ctg}(\pi - \beta_2) - u_1 v_{1r} \sin^2 \gamma_1 \operatorname{ctg} \beta_1), \quad (2)$$

где γ_2 – угол скоса внешней кромки лопасти; γ_1 – угол скоса нижней кромки лопасти; v_{2r} – радиальная составляющая абсолютной скорости охлаждающей жидкости на выходе; v_{1r} – радиальная составляющая абсолютной скорости охлаждающей жидкости на входе; β_2 – угол установки лопасти на выходе; β_1 – угол установки лопасти на входе.

Выходные и входные тангенциальные и радиальные составляющие абсолютной скорости определяются по выражениям

$$\begin{aligned} u_1 &= \pi D_1 n, \\ u_2 &= \pi D_2 n, \end{aligned} \quad (3)$$

$$v_{1r} = \frac{Q}{\pi D_1 b_1},$$

$$v_{2r} = \frac{Q}{\pi D_2 b_2}.$$

где D_1 – теоретический диаметр, образованный внутренними кромками лопастей; D_2 – теоретический диаметр, образованный наружными кромками лопастей; b_1 – ширина лопасти на входе потока; b_2 – ширина лопасти на выходе потока; Q – производительность.

Подстановка выражений (3) в формулу (2) позволяет получить уравнение, связывающее давление H , создаваемое перемещаемой жидкостью, и производительность системы охлаждения:

$$H = (\pi D_2 n g^{0.5} \sin \gamma_2)^2 - (\pi D_1 n g^{0.5} \sin \gamma_1)^2 + Q n g b_2^{-1} \sin^2 \gamma_2 \cdot \operatorname{ctg} \beta_2 - Q n g b_1^{-1} \sin^2 \gamma_1 \cdot \operatorname{ctg} \beta_1.$$

Следует учесть, что реальное количество напорных лопастей исполнительного элемента ограничено и находится в диапазоне от 3 до 48 (в зависимости от назначения ГЭК), что приводит к снижению давления по сравнению с идеализированной моделью. Приближенный учет влияния конечного числа лопастей z может быть сделан с помощью коэффициента k_H [5]:

$$k_H = 1 - \frac{\Delta H}{H},$$

где

$$\Delta H = u_2^2 \frac{\pi}{z} \left(1 - \frac{D_1^2}{D_2^2}\right) \sin \beta_2.$$

Ориентировочно значение k_H находится в диапазоне от 0,7 до 0,9.

Задача нахождения гидравлических, объемных и механических потерь при движении охлаждающей жидкости чрезвычайно сложна и требует специального изучения закономерностей течения жидкости. Теоретически поток жидкости можно характеризовать объемным расходом и средней скоростью по сечению трубы. При движении реальных жидкостей часть



механической энергии движения переходит в тепловую и представляет потери энергии ΔE , обусловленные молекулярной и турбулентной вязкостью жидкости. С потерями энергии также связаны потери давления ΔP :

$$\Delta P = \rho \cdot \Delta E$$

и потери напора Δh :

$$\Delta h = \frac{\Delta P}{\rho g},$$

где ρ – плотность жидкости.

Приближенный учет механических потерь может быть сделан по коэффициенту быст-
роходности n_s :

$$n_s = 3,65n \sqrt[4]{\frac{Q^2 N^3}{H^3}},$$

где N – количество ступеней, составляющих исполнительный элемент.

Механический коэффициент полезного действия $\eta_{\text{мех}}$ рассчитывается по формуле

$$\eta_{\text{мех}} = \frac{1}{1 + 820n_s^{-2}}$$

и находится в диапазоне от 0,92 до 0,96.

Гидравлические потери давления обычно определяют отдельно для относительно длинных участков $\Delta P_{\text{ТР}}$, на которых движение жидкости достаточно равномерно, и для коротких участков $\Delta P_{\text{М}}$, характеризующихся местными изменениями формы канала с возможностью образования вихрей в потоке.

Гидравлические потери давления и напора на прямых участках $\Delta P_{\text{ТР}}$ и $\Delta h_{\text{ТР}}$ могут быть рассчитаны по формулам

$$\Delta P_{\text{ТР}} = \lambda \cdot \frac{\rho l}{2d} \cdot v^2, \quad \Delta h_{\text{ТР}} = \lambda \cdot \frac{l}{2dg} \cdot v^2,$$

где λ – коэффициент гидравлического трения, зависящий от режима течения жидкости и шероховатости поверхности; l – длина прямого участка канала; d – диаметр прямого участка канала.

Потери давления $\Delta P_{\text{М}}$ и потери напора $\Delta h_{\text{М}}$ на коротких участках со сложной геометрией достаточно точно рассчитываются по формуле Вейсбаха:

$$\Delta P_{\text{М}} = \xi \cdot \frac{\eta}{v} \cdot \frac{v^2}{2}, \quad \Delta h_{\text{М}} = \xi \cdot \frac{v^2}{2g},$$

где ξ – коэффициент местного гидравлического сопротивления, зависящий от режима течения, вида и конструктивного исполнения канала; η – динамическая вязкость; v – кинематическая вязкость.

Значения коэффициентов сопротивления определяются опытным путем и в обобщенном виде приводятся в виде эмпирических формул или графиков.

Полные гидравлические потери давления и напора (ΔP и Δh соответственно) определяются выражениями

$$\Delta P = \Delta P_{\text{ТР}} + \Delta P_{\text{М}},$$

$$\Delta h = \Delta h_{\text{ТР}} + \Delta h_{\text{М}}$$

и могут быть приближенно найдены с помощью коэффициента $\eta_{\text{гидр}}$:

$$\eta_{\text{гидр}} \approx 1 - \frac{0,42}{(\lg(4500 \sqrt[3]{\frac{Q}{n \eta_{\text{об}}}}) - 0,172)^2},$$

где $\eta_{\text{об}}$ – объемный коэффициент полезного действия.

Приближенное значение $\eta_{\text{гидр}}$ находится в диапазоне от 0,85 до 0,96.

Объемные потери определяются через объемный коэффициент полезного действия $\eta_{\text{об}}$:

$$\eta_{\text{об}} = \frac{1}{1 + 0,68n_s^{-0,66}}.$$

Коэффициент объемного сжатия находится в диапазоне от 0,85 до 0,95.

Соответственно, механическая составляющая мощности, расходуемая на транспортирование охлаждающей жидкости, может быть записана в следующем виде:

$$P_{\text{мех}} = \frac{\rho g H_d Q_d}{k_H \eta_{\text{об}} \eta_{\text{гидр}} \eta_{\text{мех}}}, \quad (4)$$

где H_d – действительное значение давления; Q_d – действительное значение производительности. Указанные параметры даны с учетом конечного числа напорных лопастей и объемного сжатия теплоносителя.

Подстановка коэффициентов k_H , $\eta_{\text{об}}$, $\eta_{\text{гидр}}$, $\eta_{\text{мех}}$ в формулу (4) позволяет получить выражение для первой энергетической составляющей $P_{2\text{мех}}$ (механической) с учетом проектных и эксплуатационных параметров ГЭК:

$$P_{2\text{мех}} = \frac{\rho g (\lambda_1 + \lambda_2 \cdot Q)^2 Q \cdot (1 + 0,68\lambda_3^{-0,66} \cdot \frac{Q^{-0,33}}{(\lambda_1 + \lambda_2 \cdot Q)^{-0,495}}) \cdot \left(1 + 820 \cdot \lambda_3^{-2} \cdot \left(\lambda_1 \cdot Q^{-\frac{2}{3}} + \lambda_2 \cdot Q^{\frac{1}{3}} \right)^{1,5} \right)}{((\lambda_1 - \Delta H) + \lambda_2 \cdot Q) \cdot k_Q \cdot \left(1 - \frac{3,78}{\lg^2 \left(\lambda_4 \cdot \left(Q + \frac{0,68\lambda_3^{-0,66}}{(\lambda_1 + \lambda_2 \cdot Q)^{-0,495}} \right) \right)} \right)},$$

где

$$\lambda_1 = (\pi D_2 n g^{0,5} \sin \gamma_2)^2 - (\pi D_1 n g^{0,5} \sin \gamma_1)^2 = \pi^2 n g (D_2^2 \sin^2 \gamma_2 - D_1^2 \sin^2 \gamma_1),$$

$$\lambda_2 = n^2 g (b_2^{-1} \sin^2 \gamma_2 \cdot \text{ctg} \beta_2 - b_1^{-1} \sin^2 \gamma_1 \cdot \text{ctg} \beta_1),$$

$$\lambda_3 = 3,65n N^{0,75},$$

$$\lambda_4 = \frac{4500}{10^{0,172} n^{\frac{1}{3}}}.$$

Вторая составляющая (тепловая) характеризует ГЭК как устройство генерации тепловой энергии и определяется результатом взаимодействия тепло- и массообменных процессов. В работе [5] приведено выражение, из которого может быть получена формула для приближенного нахождения тепловой мощности $P_{\text{тепл}}$ по известной температуре $\Theta_{\text{ж}}$ на выходе гидравлической цепи ГЭК:



$$P_{\text{тепл}} \approx 0,076(\Theta_{\text{ж}} \cdot \lambda_{\text{ж}} \cdot \nu_z)^{1,25} \cdot \frac{d^2}{\nu_{\text{ж}}} \cdot q_o^{0,54} \left(\frac{q_{\text{ж}}}{q_o} \right)^{0,31} \cdot \xi_l^{1,25}, \quad (5)$$

где ν , ρ , c_p , λ – соответственно кинематическая вязкость, плотность, удельная теплоемкость и теплопроводность охлаждающей среды, приведенные к расчетным температурам жидкости (нижний индекс «ж») или герметизирующей оболочки (нижний индекс «о»); ξ_l – поправочный коэффициент, учитывающий отношение длины l и диаметра d канала.

Выражение (5) позволяет решить не только прямую задачу определения тепловой составляющей в энергетическом балансе ГЭК, но и обратную задачу – обеспечить требуемые энергетические соотношения, например за счет вариации размерных соотношений исполнительного элемента с помощью аппроксимирующих моделей осевой составляющей абсолютной скорости в канале [4].

Совместное использование выражений (4) и (5) определяет долевое соотношение между тепловой и механической мощностью и условный коэффициент тепломеханического использования, характеризующие эксплуатационный режим работы герметичного электротехнического комплекса.

ЛИТЕРАТУРА

1. Голоколос, Д. А. Оценка влияния экранирующих элементов на характеристики герметичных электромеханических преобразователей / Д. А. Голоколос, Г. М. Гринфельд // Ученые записки Комсомольского-на-Амуре государственного технического университета. Науки о природе и технике. – 2013. – № I-1(13). – С. 18-25.
2. Ким, К. К. Электромеханические генераторы тепловой энергии: генерация и передача тепловой энергии : моногр. / К. К. Ким, С. Н. Иванов. – Saarbrücken, Deutschland : Издательство LAP (LAMBERT Academic Publishing). – 2011. – 352 с.
3. Иванов, С. Н. Использование электромеханических преобразователей в качестве устройств электронагрева / С. Н. Иванов // Научно-технические ведомости СПбГТУ. Основной выпуск. – 2008. – № 3. – С. 246-252.
4. Исследование процессов массо- и теплообмена в совмещенных энергетических устройствах методами визуального анализа / К. К. Ким, О. В. Приходченко, А. А. Просолович // Ученые записки Комсомольского-на-Амуре государственного технического университета. Науки о природе и технике. – 2014. – № I-1(16). – С. 22-29.
5. Приходченко, О. В. Математическое моделирование и анализ электромагнитных и тепловых процессов в электромеханических теплогенерирующих преобразователях / О. В. Приходченко // Ученые записки Комсомольского-на-Амуре государственного технического университета. Науки о природе и технике. – 2011. – № III-1(7). – С. 27-37.

Зайков В. И., Крупский М. Р.
V. I. Zaykov, M. R. Krupskiy

РАСЧЕТ ПРОСТРАНСТВЕННЫХ ПАРАМЕТРОВ ДИФРАКЦИОННО-ОГРАНИЧЕННОГО ЛАЗЕРНОГО ПУЧКА

ON CALCULATING THE SPATIAL PARAMETERS OF A DIFFRACTION-LIMITED LASER BEAM



Зайков Валерий Иванович – кандидат технических наук, доцент кафедры «Управление недвижимостью и кадастры» Комсомольского-Амуре государственного технического университета (Россия, Комсомольск-на-Амуре); 681013, г. Комсомольск-на-Амуре, ул. Котовского, д. 8, кв. 17. E-mail: valerii_zaikov@mail.ru.

Mr. Valery I. Zajkov – PhD in Engineering, Associate Professor, Department of Property Management and Cadastre, Komsomolsk-on-Amur State Technical University (Russia, Komsomolsk-on-Amur); 681013, Komsomolsk-on-Amur, 8, Kotovskiy Str., apt.17. E-mail: valerii_zaikov@mail.ru



Крупский Максим Романович – аспирант Комсомольского-на-Амуре государственного технического университета (Россия, Комсомольск-на-Амуре); 681023, г. Комсомольск-на-Амуре, ул. Юбилейная 9, корп. 3, кв. 122. E-mail: max_krupskiy@rambler.ru.

Mr. Maksim R. Krupskiy – PhD Candidate, Komsomolsk-on-Amur State Technical University (Russia, Komsomolsk-on-Amur); 681023, Komsomolsk-on-Amur, 9/3 Yubileynaya, apt.122. E-mail: max_krupskiy@rambler.ru

Аннотация. Представлены результаты аналитического исследования, позволяющие в рамках гиперболического приближения установить основные соотношения между пространственными параметрами дифракционно-ограниченного лазерного пучка и формированием интерференционной структуры в его поперечном сечении.

Summary. The paper offers our analytical findings which allow, within hyperbolic approximation, to determine the key relations between the spatial parameters of a diffraction-limited laser beam and the forming of the interference pattern in the laser's cross-section.

Ключевые слова: лазерный пучок, дифракционное ограничение, пространственные параметры, интерференционная структура.

Key words: laser beam, diffraction limit, spatial parameters, interference structure

УДК 535.8:621.373.8

Постановка задачи

В результате преобразования исходного излучения аксиально-симметричной оптической системой в условиях абберационно-дифракционного ограничения в поперечном сечении протяженного лазерного пучка происходит перераспределение интенсивности, которое носит явно выраженный интерференционный характер и реализуется в виде структуры темных и светлых кольцевых полос, радиус которых уменьшается в направлении центра поперечного сечения. Результаты исследований, представленные в работах [1; 2; 5], позволяют сделать вывод о том, что при соотношении размеров ограничивающей диафрагмы и размеров пучка, равном 0,8...1,0, использование геометрикооптических методов расчета, которые разработаны для идеальной оптической системы, утрачивает смысл. В работе [3] представлен



детальный анализ основных параметров дифракционно-ограниченного лазерного пучка. Автором отмечается, что в результате дифракции на оптическом элементе гауссовый характер распределения интенсивности нарушается, кроме того, непосредственно за ограничивающей диафрагмой возникает реактивная область, в которой наблюдается немонотонное изменение осевой интенсивности. По мнению автора, в данном случае исходный пучок должен определяться распределением амплитуды и фазы электромагнитного поля в плоскости ограничивающей апертуры, а преобразованный пучок – дифракционными эффектами.

Цель настоящей работы состоит в исследовании характера изменений в пространственной структуре преобразованного лазерного пучка при воздействии волновой аберрации и ограничении на выходном компоненте оптической системы.

Очевидно, что в результате аберрационно-дифракционного ограничения исходного излучения волновой фронт преобразованного лазерного пучка на выходе из оптической системы претерпевает определенные искажения, которые не позволяют аппроксимировать его поверхность в виде сферы. В данном случае имеет смысл рассматривать модель преобразованного лазерного пучка в виде совокупности элементарных световых лучей, являющихся нормальными к поверхности волнового фронта. При таком подходе можно предполагать, что формирование интерференционной структуры в поперечном сечении преобразованного лазерного пучка осуществляется за счет суперпозиции пространственно-ограниченных сферических волн, исходящих с поверхности волнового фронта под определенным углом схождения. На основании результатов исследования перераспределения интенсивности в поперечном сечении лазерного пучка, выполненного в [4], можно сделать вывод о прямой взаимосвязи между характером формирования интерференционной структуры в его поперечном сечении на определенной дистанции измерения и угловой расходимостью элементарных световых лучей, образующих данный лазерный пучок.

Анализ результатов исследования

Характер изменения угла наклона световых лучей в плоскости выходного зрачка относительно оси оптической системы довольно точно описывается аналитическим выражением [4]

$$\omega'_i = Ah'_{oi} \left(\frac{r'_k}{h'_{oi}} - r'_k \right) + r'_k \quad (1)$$

где r'_k – радиус перетяжки лазерного пучка, преобразованного аберрационной оптической системой; h'_{oi} – высота луча в плоскости выходного элемента оптической системы.

Анализ соотношения (1) предоставляет возможность выполнить качественное описание поверхности волнового фронта лазерного пучка в плоскости выходного оптического элемента.

Так как направление распространения элементарных световых лучей совпадает с направлением нормалей к волновому фронту, то в данном случае поверхность волнового фронта обладает переменным радиусом кривизны, который имеет минимальное значение в периферийной зоне поперечного сечения лазерного пучка, поскольку угол наклона элементарных световых лучей в этой зоне наибольший.

Далее по мере уменьшения высоты h'_{oi} кривизна поверхности волнового фронта должна уменьшаться, и в зоне, соответствующей $h'_{oi} = r'_k$, поверхность волнового фронта вырождается в плоскость. Эта зона характеризуется своеобразной точкой перегиба функции, описывающей изменение кривизны поверхности волнового фронта, поскольку при соотношении $h'_{oi} \leq r'_k$ направление распространения элементарных световых лучей изменяется относительно оси лазерного пучка, а угол наклона начинает возрастать по абсолютной величине и на некотором расстоянии от оси достигает экстремума. Численное значение радиуса кривизны этой поверхности зависит от величины угла наклона элементарных световых лучей в данной зоне и достигает минимума при $\omega'_i = \omega'_{ext}$.

Схематическое изображение пространственной структуры и ход лучей в лазерном пучке показаны на рис. 1.

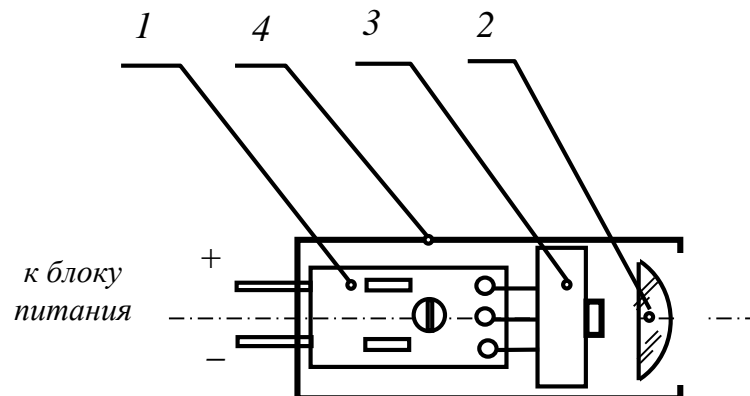


Рис. 1. Общий вид конструкции лазерного модуля DLDPМ-625-25:

- 1 – полупроводниковый инжекционный лазер на структуре AlGaInP/GaAs;
- 2 – короткофокусная положительная линза в оправе; 3 – электронный блок; 4 – корпус

Поскольку формирование лазерного пучка, преобразованного аберрационной оптической системой, носит осесимметричный характер, то и поверхность волнового фронта обладает осью симметрии, совпадающей с осью лазерного пучка. Результаты, полученные при измерении углов наклона световых лучей к оси оптической системы в зависимости от высоты лучей в плоскости выходного зрачка, позволяют считать, что формирование интерференционных колец в поперечном сечении лазерного пучка осуществляется за счет суперпозиции световых волн, исходящих с поверхности волнового фронта.

При расчете пространственных параметров протяженного лазерного пучка интерференционной структуры и последующем синтезе оптической системы, предназначенной для его формирования, в качестве исходных данных предполагается использовать заданные характеристики интерференционной структуры:

- диаметр светового кольца первого порядка интерференции $d_1 = 2r'_1$ на заданном расстоянии L_i от плоскости апертуры выходного элемента оптической системы;
- минимальный диаметр светового кольца первого порядка интерференции $2r'_1$ на заданном расстоянии L_p от плоскости апертуры выходного элемента оптической системы;
- размер поля интерференции $2r_k$ (диаметр поперечного сечения протяженного лазерного пучка) на заданном расстоянии L_i от плоскости апертуры выходного элемента оптической системы.

Изменение разности хода от нуля до значения $\Lambda = k\lambda$ (k – порядок интерференции) по направлению распространения световых волн, излучаемых элементарными когерентными источниками с поверхности волнового фронта, обеспечивает формирование интерференционной структуры по всему полю поперечного сечения лазерного пучка. При этом максимумы освещенности соответствуют целым значениям $k = (0, 1, 2, 3...)$, а минимумы возникают при значениях $k = (1/2, 3/2, ...)$. Учитывая осесимметричный характер изменения кривизны поверхности волнового фронта, следует полагать, что на оси лазерного пучка в центре интерференционной структуры его поперечного сечения будет наблюдаться максимум освещенности, соответствующий нулевому порядку интерференции.

Расстояние между когерентными источниками монохроматических волн, формирующих интерференционную структуру на заданном расстоянии L_i с разностью хода, равной $2\frac{\lambda}{2}$, определяется из соотношения

$$h'_{oi} = \frac{\lambda L_i}{2\rho'_1}, \quad (2)$$

где $2h'_{oi}$ – расстояние на поверхности волнового фронта между элементарными когерентными источниками излучения, формирующими первый максимум интенсивности интерференционной структуры. Такая зона представляет собой первое светлое кольцо диаметра $2\rho'_1$ с центром на оси протяженного лазерного пучка интерференционной структуры. Изображение данной зоны показано на рис. 2.

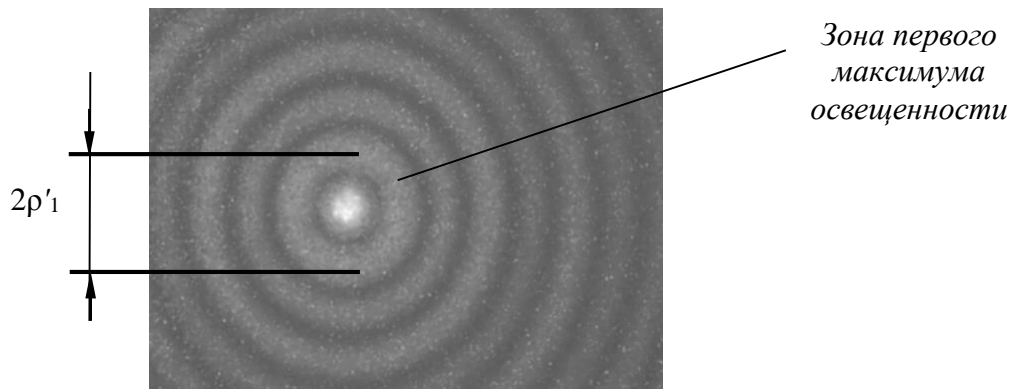


Рис. 2. Изображение зоны первого максимума интенсивности в поперечном сечении лазерного пучка интерференционной структуры плоскости наблюдения

В рамках геометрической оптики изменение параметра $2\rho'_1$ по оси лазерного пучка соответствует изменению угла схождения между интерферирующими между собой световыми лучами, который получают из (2) в виде

$$\sigma_1 = \frac{2h'_{oi}}{L_i} = \frac{\lambda}{\rho'_1}. \quad (3)$$

Интегрирование данной функции в плоскости наблюдения позволяет определить максимальное значение разности хода для световых лучей, суперпозиция которых обеспечивает формирование интерференционной структуры по всему полю поперечного сечения лазерного пучка.

В этом случае размер интерференционного поля в плоскости наблюдения можно охарактеризовать параметром $2\rho'_k$, где ρ'_k – расстояние в радиальном направлении от оси лазерного пучка интерференционной структуры до середины световой кольцевой полосы k -го порядка интерференции.

Характер изменения величины этого параметра в осевом направлении позволяет в общем виде определить пространственную форму преобразованного лазерного пучка, которую с достаточной степенью приближения можно аппроксимировать поверхностью однополосного гиперboloида вращения. Тогда, в гиперболическом приближении, зависимость между поперечными и продольными параметрами преобразованного лазерного пучка в плоскости меридионального сечения может быть представлена в виде [2]

$$\frac{\rho'^2_k}{r'^2_k} - \frac{4L^2_{oi}}{R'^2_y} = 1, \quad (4)$$

$$\frac{h'^2_{oi}}{r'^2_k} - \frac{4L^2_{ri}}{R'^2_y} = 1, \quad (5)$$

где L_{oi} – расстояние от плоскости перетяжки преобразованного лазерного пучка до плоскости наблюдения; R'_y – эквивалентный конфокальный параметр преобразованного лазерного пучка.

В свою очередь значение эквивалентного конфокального параметра R'_y зависит от радиуса кривизны участка волнового фронта, с поверхности которого осуществляется когерентное излучение и обеспечивается формирование интерференционной структуры. Такого рода зависимость в гиперболическом приближении имеет вид [2]

$$R'_h = \frac{R'^2_y}{4L_{ri}} + L_{ri}. \quad (6)$$

Формулы (3), (4), (5) получены путем экстраполяции метода эквивалентного конфокального резонатора к расчету пространственных параметров преобразованного лазерного пучка. С другой стороны, при выводе соотношения (2) предполагалось, что $R'_h \approx L_i = L_{oi} + L_{ri}$. Данная предпосылка дает возможность преобразовать (5) к виду

$$R'^2_y = 4L_{oi}L_{ri},$$

а совместное решение (6) с (3) и (4) дает возможность установить более простые соотношения между поперечными и продольными параметрами преобразованного лазерного пучка в плоскости меридионального сечения:

$$\frac{\rho'^2_k}{r'^2_k} = \frac{L_i}{L_{ri}}, \quad \frac{h'^2_{oi}}{r'^2_k} = \frac{L_i}{L_{oi}}, \quad \frac{\rho'^2_k}{h'^2_{oi}} = \frac{L_{oi}}{L_{ri}} = \frac{4L^2_{oi}}{R'^2_y}, \quad \frac{1}{r'^2_k} = \frac{1}{\rho'^2_k} + \frac{1}{h'^2_{oi}}. \quad (7)$$

С учетом (7) выражение (3) преобразуется к виду

$$\sigma_1 = \frac{2h'_{oi}}{L_i} = \frac{\rho'_k R'_y}{L_{oi}L_i} = \frac{\lambda}{\rho'_1},$$

а максимальное значение разности хода для световых лучей, суперпозиция которых обеспечивает формирование интерференционной структуры по всему полю поперечного сечения лазерного пучка, можно получить при интегрировании данной функции в плоскости наблюдения:

$$\frac{R'_y}{L_{oi}L_i} \int_0^{\rho'_k} \rho'_k d\rho'_k = \frac{\rho'^2_k R'_y}{2L_{oi}L_i} = \frac{2r'^2_k}{R'_y} = k\lambda. \quad (8)$$

Дифференцирование соотношения $\frac{2r'^2_k}{R'_y} = k\lambda$ по параметру r'_k (при $k=1$) позволяет

определить минимальный размер зоны, соответствующей значению первого максимума интенсивности интерференционной структуры преобразованного лазерного пучка:

$$r'_1 = \frac{\lambda R'_y}{4r'_k}.$$

Заключение

Анализ результатов исследования позволяет сделать следующие выводы:

– преобразование исходного лазерного излучения в условиях абберрационно-дифракционного ограничения следует рассматривать во взаимосвязи с характером искажений поверхности волнового фронта на выходе из оптической системы;



– представленные закономерности в рамках гиперболического приближения отражают характер преобразования пространственных параметров лазерного излучения и формирование интерференционной структуры в его поперечном сечении;

– полученное соотношение (8) для расчета разности хода позволяет оценить величину волновой аберрации и выполнить габаритный расчет оптической системы.

ЛИТЕРАТУРА

1. Климков, Ю. М. Дифракция пучка ОКГ ТЕМ - моды на круглой диафрагме в зоне Фраунгофера / Ю. М. Климков, Т. И. Кузьмина // Известия вузов СССР. Приборостроение. – 1975. – № 12. – С. 87.
2. Климков, Ю. М. Прикладная лазерная оптика / Ю. М. Климков. – М.: Машиностроение, 1985. – 128 с.
3. Кузьмина, Т. И. Расчет и исследование пространственных параметров ограниченных лазерных пучков / Т. И. Кузьмина // Известия вузов СССР. Приборостроение. – 1981. – т. XXII. – № 10. – С. 64.
4. Зайков, В. И. Метод контроля пространственной размерной увязки с применением протяженных лазерных пучков интерференционной структуры: дис. ... канд. техн. наук: 05.07.21; защищена 15.01.1990 / Зайков Валерий Иванович. – СПб., 1990. – 180 с.
5. Зайков, В. И. Модуляция интенсивности излучения полупроводникового лазера серии DLDPМ12-625-25 / В. И. Зайков // Ученые записки Комсомольского-на-Амуре гос. техн. ун-та. Науки о природе и технике. – 2014. – № I-1(16). – С. 18-21.



Климаш В. С., Пименов Д. В.
V. S. Klimash, D. V. Pimenov

**ОСНОВЫ ТЕОРИИ ТРАНСФОРМАТОРНЫХ ПОДСТАНЦИЙ
С ВОЛЬТОДОБАВОЧНЫМИ РЕГУЛИРУЮЩИМИ И КОМПЕНСИРУЮЩИМИ
УСТРОЙСТВАМИ**

**BASIC THEORY OF TRANSFORMER SUB-STATIONS EQUIPPED WITH
CONTROLLING AND COMPENSATING BOOSTER FACILITIES**

Климаш Владимир Степанович – доктор технических наук, профессор, профессор кафедры промышленной электроники Комсомольского-на-Амуре государственного технического университета (Россия, Комсомольск-на-Амуре); 681013, Комсомольск-на-Амуре, ул. Ленина, 27; (4217) 53-60-09; факс: (4217) 53-61-50. E-mail: root@knastu.ru.

Mr. Vladimir Klimash – Doctor of Electrical Engineering, Professor of the Department of Industrial Electronics, Komsomolsk-on-Amur State Technical University (Russia, Komsomolsk-on-Amur); 681013, Komsomolsk-on-Amur, 27 Lenin Av.; + 7-4217-536009, fax: + 7-4217-536150. E-mail: root@knastu.ru

Пименов Дмитрий Владимирович – аспирант Комсомольского-на-Амуре государственного технического университета (Россия, Комсомольск-на-Амуре); 681013, Комсомольск-на-Амуре, ул. Ленина, 27. E-mail: dv_pimenov@mail.ru.

Mr Dmitry Pimenov – PhD Student, Komsomolsk-on-Amur State Technical University (Russia, Komsomolsk-on-Amur). E-mail: dv_pimenov@mail.ru.

Аннотация. Математическая структура вольтодобавочного устройства со статическим преобразователем в обмотке возбуждения вольтодобавочного трансформатора и нагрузкой в цепи вторичной обмотки подобна структуре заторможенной асинхронной машины двойного питания с преобразователем частоты в цепи ротора и нагрузкой, включенной в цепь статора. Это позволяет транспонировать теорию машин двойного питания на класс трансформаторно-вентильных регулирующих и компенсирующих устройств.

Summary. Mathematical formulation of a booster device with a static inverter in the field coil and a loaded secondary circuit is similar to math formulation of a locked double-fed asynchronous machine with a frequency converter in the rotor and a load in the stator circuit. This makes it possible to apply a solution of double-fed asynchronous machines to the tasks of inverter/valve-type controlling and compensating booster devices.

Ключевые слова: вольтодобавочное устройство, машина двойного питания, аналогия математических моделей.

Key words: booster device, double-fed asynchronous machine, mathematical similarity.

УДК 621.314

Теория вольтодобавочного трансформатора (ВДТ) основывается на математическом описании обобщенной электрической машины и аналогией между вольтодобавочным трансформатором с вентильным регулированием и заторможенной машиной двойного питания (МДП) с токоограничивающим сопротивлением (нагрузкой), включенным в цепь статора [1].

Математическое описание и математические структуры асинхронных машин хорошо изучены. Созданная в прошлом столетии обобщенная теория электромеханики преподается в вузах в спецкурсе электрических машин. Вместе с тем в учебниках и технической литературе не рассмотрены математические структуры трансформаторов последовательного включения (вольтодобавочных трансформаторов, автотрансформаторов, трансформаторов тока).

Обобщая результаты исследований, данная работа восполняет этот пробел и позволяет построить обобщённую математическую структуру трансформаторной подстанции с вольтодобавочным устройством, обеспечивающим компенсацию реактивной мощности с одновременной стабилизацией напряжения [3]. На этой основе созданы математические модели городских, промышленных и тяговых подстанций [6], блочно-модульная математическая модель городской энергосистемы [4], объединяющей через вольтодобавочные устройства сети коммунального хозяйства и электрифицированного транспорта [7] со специальными способами обмена энергией между этими сетями [5].

Общепринятые допущения для трансформаторов последовательного включения, в частности для ВДТ, следующие: фазные обмотки трансформатора симметричны и имеют одинаковые параметры, мощность сети бесконечна, форма питающего напряжения – идеальная синусоида, нагрузка симметрична, параметры магнитной цепи каждой фазы идентичны. Насыщение ВДТ приближённо описывается гиперболической функцией.

Электромагнитные процессы в МДП описываются системой приведённых уравнений в прямоугольной системе координат, вращающейся с произвольной скоростью ω_k :

$$\left. \begin{aligned} \dot{U}_s &= R_s \dot{I}_s + \frac{d\Psi_s}{dt} + j\omega_k \Psi_s; \\ \dot{U}'_r &= R'_r \dot{I}'_r + \frac{d\Psi'_r}{dt} + j(\omega_k - p_n \omega_r) \Psi'_r; \\ \Psi_s &= L'_{m\Delta} \dot{I}'_r + L_s \dot{I}_s; \quad \Psi'_r = L'_{m\Delta} \dot{I}_s + L'_r \dot{I}'_r, \end{aligned} \right\} \quad (1)$$

где \dot{U}_s, \dot{U}'_r – обобщенные векторы напряжений статора и приведенного напряжения ротора АД; Ψ_s, Ψ'_r – обобщенные векторы потокосцеплений статора и ротора; R_s, R'_r – активные сопротивления ротора и статора; \dot{I}_s, \dot{I}'_r – обобщенные векторы токов статора и ротора; L_s, L'_r – индуктивности обмоток статора и ротора, обусловленные магнитной связью с двумя другими обмотками статора и ротора; $L'_{m\Delta}$ – индуктивность, вызванная магнитной связью обмотки ротора (статора) с обмотками статора (ротора); ω_r – угловая скорость вращения ротора; p_n – число пар полюсов.

Параметры реальной и обобщенной машины соотносятся как:

$$L_s = L'_{m\Delta} + L_{s\sigma}; \quad L'_r = L'_{m\Delta} + L'_{r\sigma}; \quad L'_{m\Delta} = \frac{m}{2} M'_{sr}, \quad (2)$$

где M'_{sr} – взаимная индуктивность двух любых обмоток ротора и статора; $L_{s\sigma}, L'_{r\sigma}$ – индуктивности рассеяния ротора и статора.

Из системы уравнений (1) токи \dot{I}_s и \dot{I}'_r равны:

$$\left. \begin{aligned} \dot{I}_s &= \frac{1}{L'_s} \Psi_s - \frac{k_r}{L'_s} \Psi'_r; \\ \dot{I}'_r &= \frac{1}{L'_r} \Psi'_r - \frac{k_s}{L'_r} \Psi_s. \end{aligned} \right\} \quad (3)$$

В систему уравнений (1) подставим выражения из (3):

$$\left. \begin{aligned} \dot{U}_s &= R_s \dot{I}_s + \frac{d}{dt} (L'_{m\Delta} \dot{I}'_r + L_s \dot{I}_s) + j\omega_k (L'_{m\Delta} \dot{I}'_r + L_s \dot{I}_s); \\ \dot{U}'_r &= R'_r \dot{I}'_r + \frac{d}{dt} (L'_{m\Delta} \dot{I}_s + L'_r \dot{I}'_r) + j(\omega_k - p_n \omega_r) (L'_{m\Delta} \dot{I}_s + L'_r \dot{I}'_r). \end{aligned} \right\} \quad (4)$$

Преобразуем систему уравнений (4) к нормальной форме Коши:

$$\left. \begin{aligned} \frac{d \dot{I}'_r}{dt} &= \frac{1}{L'_r} \dot{U}'_r - \frac{k_s}{L'_r} \dot{U}_s - \tau_r \dot{I}'_r - k_s \tau_s \dot{I}_s - j \left(\omega_k - \frac{L_r}{L'_r} p_n \omega_r \right) \dot{I}'_r + j \frac{L_{m\Delta}}{L'_r} p_n \omega_r \dot{I}_s; \\ \frac{d \dot{I}'_s}{dt} &= \frac{1}{L'_s} \dot{U}_s - \frac{k_r}{L'_s} \dot{U}'_r - \tau_s \dot{I}'_s + \frac{L_{m\Delta}}{L'_s T_r} \dot{I}'_r + j \left(\omega_k + \frac{k_r L_{m\Delta}}{L'_s} p_n \omega_r \right) \dot{I}'_s - j \frac{L_{m\Delta}}{L'_s} p_n \omega_r \dot{I}'_r, \end{aligned} \right\}$$

где $L'_s = L_s - \frac{L_{m\Delta}^2}{L_r}$; $T_s = \frac{L_s}{R_s}$; $T_r = \frac{L_r}{R_r}$.

Выразим проекции обобщённых векторов на оси прямоугольной системы координат, вращающейся со скоростью ω_k :

$$\left. \begin{aligned} \frac{d I_{s1}}{dt} &= \frac{1}{L'_s} U_{s1} - \frac{k_r}{L'_s} U'_{r1} - \tau_s I_{s1} + \frac{L_{m\Delta}}{L'_s T_r} I'_{r1} - \left(\omega_k + \frac{k_r L_{m\Delta}}{L'_s} p_n \omega_r \right) I_{s2} + \frac{L_{m\Delta}}{L'_s} p_n \omega_r I'_{r2}; \\ \frac{d I_{s2}}{dt} &= \frac{1}{L'_s} U_{s2} - \frac{k_r}{L'_s} U'_{r2} - \tau_s I_{s2} + \frac{L_{m\Delta}}{L'_s T_r} I'_{r2} + \left(\omega_k + \frac{k_r L_{m\Delta}}{L'_s} p_n \omega_r \right) I_{s1} - \frac{L_{m\Delta}}{L'_s} p_n \omega_r I'_{r1}; \\ \frac{d I'_{r1}}{dt} &= \frac{1}{L'_r} U'_{r1} - \frac{k_s}{L'_r} U_{s1} - \tau_r I'_{r1} - k_s \tau_s I_{s1} + \left(\omega_k - \frac{L_r}{L'_r} p_n \omega_r \right) I'_{r2} - \frac{L_{m\Delta}}{L'_r} p_n \omega_r I_{s2}; \\ \frac{d I'_{r2}}{dt} &= \frac{1}{L'_r} U'_{r2} - \frac{k_s}{L'_r} U_{s2} - \tau_r I'_{r2} - k_s \tau_s I_{s2} - \left(\omega_k - \frac{L_r}{L'_r} p_n \omega_r \right) I'_{r1} + \frac{L_{m\Delta}}{L'_r} p_n \omega_r I_{s1}. \end{aligned} \right\}$$

Уравнения в матричной форме имеют вид:

$$\left. \begin{aligned} \frac{d}{dt} \dot{I}_s &= A'_s \dot{I}_s + A'_{sr} \dot{I}'_r + \frac{1}{L'_s} \dot{U}_s - \frac{k_r}{L'_s} \dot{U}'_r; \\ \frac{d}{dt} \dot{I}'_r &= A'_r \dot{I}'_r + A'_{rs} \dot{I}_s + \frac{k_s}{L'_r} \dot{U}_s - \frac{1}{L'_r} \dot{U}'_r, \end{aligned} \right\} \quad (5)$$

где $A'_s = \begin{bmatrix} -\tau_s & -\left(\omega_k + \frac{k_r L_{m\Delta}}{L'_s} p_n \omega_r \right) \\ \omega_k + \frac{k_r L_{m\Delta}}{L'_s} p_n \omega_r & -\tau_s \end{bmatrix}$; $A_{rs} = \begin{bmatrix} -k_s \tau_s & -\frac{L_{m\Delta}}{L'_r} p_n \omega_r \\ \frac{L_{m\Delta}}{L'_r} p_n \omega_r & k_s \tau_s \end{bmatrix}$;

$$A_{rs} = \begin{bmatrix} \frac{L_{m\Delta}}{L'_s T_r} & \frac{L_{m\Delta}}{L'_s} p_n \omega_r \\ -\frac{L_{m\Delta}}{L'_s} p_n \omega_r & \frac{L_{m\Delta}}{L'_s T_r} \end{bmatrix}; A'_r = \begin{bmatrix} -\tau_r & \omega_k - \frac{L_r}{L'_r} p_n \omega_r \\ -\left(\omega_k - \frac{L_r}{L'_r} p_n \omega_r \right) & -\tau_r \end{bmatrix}.$$

На основе системы уравнений (5) строим структурную схему МДП, приведённую на рис. 1.

Опишем машину двойного питания в потокосцеплениях $\dot{\Psi}_s$ и $\dot{\Psi}'_r$, для чего в (1) подставим выражения из (3):

$$\left. \begin{aligned} \dot{U}_s &= \tau_s \dot{\Psi}_s - k_r \tau_s \dot{\Psi}'_r + \frac{d \dot{\Psi}_s}{dt} + j \omega_s \dot{\Psi}_s; \\ \dot{U}'_r &= \tau_r \dot{\Psi}'_r - k_s \tau_r \dot{\Psi}_s + \frac{d \dot{\Psi}'_r}{dt} + j (\omega_s - p_n \omega_r) \dot{\Psi}'_r, \end{aligned} \right\} \quad (6)$$

где τ_s , τ_r , k_s , k_r – коэффициенты затухания и коэффициенты связи статора и ротора соответственно.

$$\left. \begin{aligned} \tau_s &= \frac{R_s}{L_s^*}; \quad \tau_r = \frac{R'_r}{L'_r}; \quad k_s = \frac{L'_{m\Delta}}{L_s}; \quad k_r = \frac{L'_{m\Delta}}{L'_r}; \\ L_s^* &= \frac{L_s L'_r - L'^2_{m\Delta}}{L'_r}; \quad L_r^* = \frac{L_s L'_r - L'^2_{m\Delta}}{L_s}. \end{aligned} \right\} \quad (7)$$

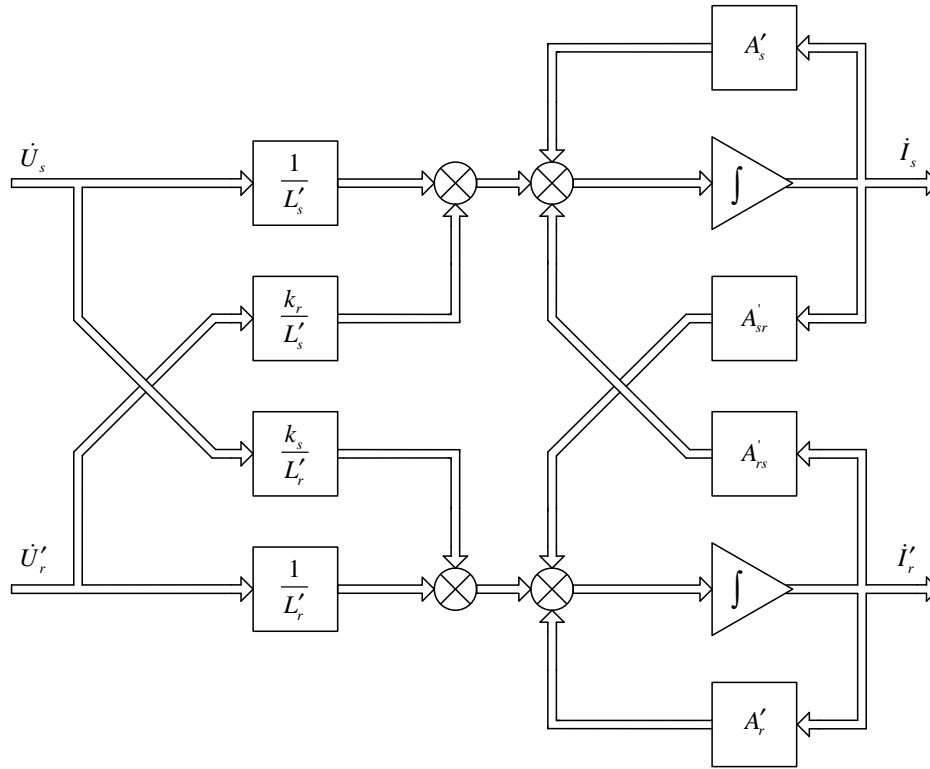


Рис. 1. Структурная схема МДП, описанная через уравнения токов

Систему дифференциальных уравнений (6) представим в форме Коши:

$$\left. \begin{aligned} \frac{d\Psi_s}{dt} &= \dot{U}_s - \tau_s \dot{\Psi}_s + k_r \tau_s \dot{\Psi}'_r - j\omega_k \Psi_s; \\ \frac{d\Psi'_r}{dt} &= \dot{U}'_r - \tau_r \dot{\Psi}'_r + k_s \tau_r \dot{\Psi}_s - j(\omega_k - p_n \omega_r) \Psi'_r. \end{aligned} \right\} \quad (8)$$

Систему уравнений (8) выразим в прямоугольной системе координат, вращающейся с произвольной скоростью ω_k , через проекции обобщённых векторов потокосцеплений:

$$\left. \begin{aligned} \frac{d\Psi_{s1}}{dt} &= U_{s1} - \tau_s \Psi_{s1} + k_r \tau_s \Psi'_{r1} + \omega_k \Psi_{s2}; \\ \frac{d\Psi_{s2}}{dt} &= U_{s2} - \tau_s \Psi_{s2} + k_r \tau_s \Psi'_{r2} - \omega_k \Psi_{s1}; \\ \frac{d\Psi'_{r1}}{dt} &= U'_{r1} - \tau_r \Psi'_{r1} + k_s \tau_r \Psi_{s1} + (\omega_k - p_n \omega_r) \Psi'_{r2}; \\ \frac{d\Psi'_{r2}}{dt} &= U'_{r2} - \tau_r \Psi'_{r2} + k_s \tau_r \Psi_{s2} - (\omega_k - p_n \omega_r) \Psi'_{r1}. \end{aligned} \right\} \quad (9)$$

Уравнения (9) в матричной форме имеют вид:

$$\left. \begin{aligned} \frac{d}{dt} \dot{\Psi}_s &= A_s \dot{\Psi}_s + A_{sr} \dot{\Psi}'_r + \dot{U}_s; \\ \frac{d}{dt} \dot{\Psi}'_r &= A_{r\omega} \dot{\Psi}'_r + A_{rs} \dot{\Psi}_s + \dot{U}'_r, \end{aligned} \right\} \quad (10)$$

где $A_s = \begin{bmatrix} -\tau_s & \omega_k \\ -\omega_k & -\tau_s \end{bmatrix}$; $A_{sr} = \begin{bmatrix} k_r \tau_s & 0 \\ 0 & k_r \tau_s \end{bmatrix}$; $A_{r\omega} = \begin{bmatrix} -\tau_r & \omega_k - p_n \omega_r \\ \omega_k - p_n \omega_r & -\tau_r \end{bmatrix}$; $A_{rs} = \begin{bmatrix} k_s \tau_r & 0 \\ 0 & k_s \tau_r \end{bmatrix}$;

$$\dot{\Psi}_s = \begin{bmatrix} \Psi_{s1} \\ \Psi_{s2} \end{bmatrix}; \dot{\Psi}'_r = \begin{bmatrix} \Psi'_{r1} \\ \Psi'_{r2} \end{bmatrix}; \dot{U}_s = \begin{bmatrix} U_{s1} \\ U_{s2} \end{bmatrix}; \dot{U}'_r = \begin{bmatrix} U'_{r1} \\ U'_{r2} \end{bmatrix}.$$

На основе систем уравнений (10) и (3) строим структурную схему МДП, приведённую на рис. 2.

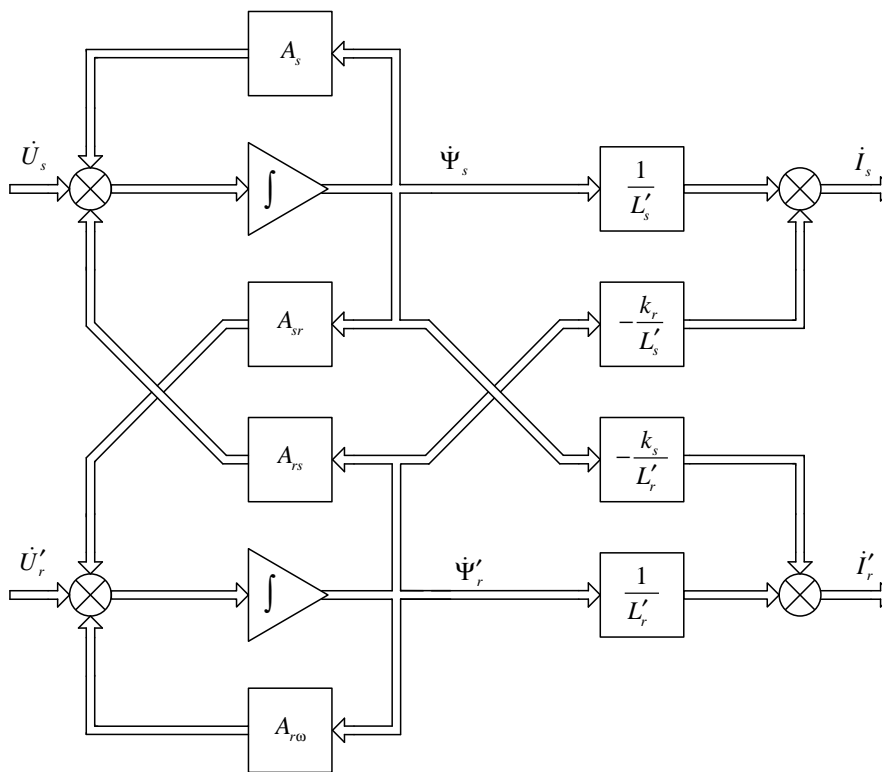


Рис. 2. Структурная схема МДП, описанная через уравнения потокосцеплений

В максвелловой системе координат с осями a, b проекции вектора потокосцепления определяются как

$$\Psi_a = \Psi \cos \alpha; \quad \Psi_b = \Psi \cos \left(\frac{2\pi}{3} - \alpha \right) = \frac{\sqrt{3}}{2} \Psi \sin \alpha - \frac{1}{2} \Psi_a. \quad (11)$$

На ось a проекция вектора потокосцепления равна:

$$(j\dot{\Psi})_a = -\Psi \cos \left(\pi - \frac{\pi}{2} - \alpha \right) = -\Psi \cos \left(\frac{\pi}{2} - \alpha \right) = -\Psi \sin \alpha. \quad (12)$$

Из выражения (11)

$$\Psi \sin \alpha = \frac{\Psi_a + 2\Psi_b}{\sqrt{3}}. \quad (13)$$

Из уравнений (12) и (13) получим проекцию вектора $j\dot{\Psi}$ на ось a :

$$(j\dot{\Psi})_a = -\frac{1}{\sqrt{3}}(\Psi_a + 2\Psi_b). \quad (14)$$

На ось b проекцию этого вектора на основе выражения (13) выразим:

$$(j\dot{\Psi})_b = \Psi \cos\left(\frac{\pi}{2} + \alpha - \frac{2\pi}{3}\right) = \frac{1}{2}\Psi \sin \alpha + \frac{\sqrt{3}}{2}\Psi \cos \alpha = \frac{1}{\sqrt{3}}(2\Psi_a + \Psi_b). \quad (15)$$

Подставив в систему (9) уравнения (14) и (15), получим:

$$\left. \begin{aligned} \frac{d\Psi_{sa}}{dt} &= U_{sa} - \tau_s \Psi_{sa} + k_r \tau_s \Psi'_{ra} + \omega_k \left(\frac{\Psi_{sa}}{\sqrt{3}} + \frac{2}{\sqrt{3}} \Psi_{sb} \right); \\ \frac{d\Psi_{sb}}{dt} &= U_{sb} - \tau_s \Psi_{sb} + k_r \tau_s \Psi'_{rb} - \omega_k \left(\frac{2}{\sqrt{3}} \Psi_{sa} + \frac{1}{\sqrt{3}} \Psi_{sb} \right); \\ \frac{d\Psi'_{ra}}{dt} &= U'_{ra} - \tau_r \Psi'_{ra} + k_s \tau_r \Psi_{sa} + \frac{1}{\sqrt{3}}(\omega_k - p_n \omega_r)(\Psi'_{ra} + 2\Psi'_{rb}); \\ \frac{d\Psi'_{rb}}{dt} &= U'_{rb} - \tau_r \Psi'_{rb} + k_s \tau_r \Psi_{sb} - \frac{1}{\sqrt{3}}(\omega_k - p_n \omega_r)(2\Psi'_{ra} + \Psi'_{rb}). \end{aligned} \right\} \quad (16)$$

При матричной форме записи (10) коэффициенты равны:

$$A_s = \begin{bmatrix} -\left(\tau_s - \frac{\omega_k}{\sqrt{3}}\right) & \frac{2}{\sqrt{3}}\omega_k \\ -\frac{2}{\sqrt{3}}\omega_k & -\left(\tau_s + \frac{\omega_k}{\sqrt{3}}\right) \end{bmatrix}; \quad A_{rs} = \begin{bmatrix} k_s \tau_r & 0 \\ 0 & k_s \tau_r \end{bmatrix};$$

$$A_{r\omega} = \begin{bmatrix} \frac{1}{\sqrt{3}}(\omega_k - p_n \omega_r) - \tau_r & \frac{2}{\sqrt{3}}(\omega_k - p_n \omega_r) \\ -\frac{2}{\sqrt{3}}(\omega_k - p_n \omega_r) & -\frac{1}{\sqrt{3}}(\omega_k - p_n \omega_r) - \tau_r \end{bmatrix}; \quad A_{sr} = \begin{bmatrix} k_r \tau_s & 0 \\ 0 & k_r \tau_s \end{bmatrix}.$$

Заметим, что при $\omega_k = 0$ коэффициенты уравнений МДП в прямоугольной и максвелловой системах координат одинаковы, поэтому их структурные схемы также одинаковы.

Как видно из рис. 1 и рис. 2, структурные схемы МДП содержат перекрёстные связи, поэтому такие способы математического описания МДП достаточно сложны и моделирование при произвольном значении ω_k затруднено.

Если в уравнениях (1) и (3) опустить промежуточную подстановку, можно получить более простую структурную схему с одной перекрёстной связью, которая приводится на рис. 3. В этом случае совмещается численное интегрирование с комплексными преобразованиями на каждом шаге моделирования, благодаря чему порядок неопределённых дифференциальных уравнений уменьшается в два раза [2].

Математическое описание асинхронной машины в наиболее общей форме:

$$\left. \begin{aligned} \dot{U}_s &= R_s \dot{I}_s + (D + j\omega_k)(L_s \dot{I}_s + L'_{mД} \dot{I}'_r); \\ \dot{U}'_r &= R_r \dot{I}'_r + (D + j\omega_c s)(L'_r \dot{I}'_r + L'_{mД} \dot{I}_s); \\ M_{\mathcal{D}} &= -\frac{mp_n}{2} L'_{mД} J_m \dot{I}_s \dot{I}'_r; \\ JD\omega &= M_{\mathcal{D}} - M_c, \end{aligned} \right\} \quad (17)$$

где $D = d/dt$ - символ дифференцирования; $M_{\mathcal{D}}$ - электромагнитный момент АД; M_c - момент сопротивления на валу двигателя; J - момент инерции.

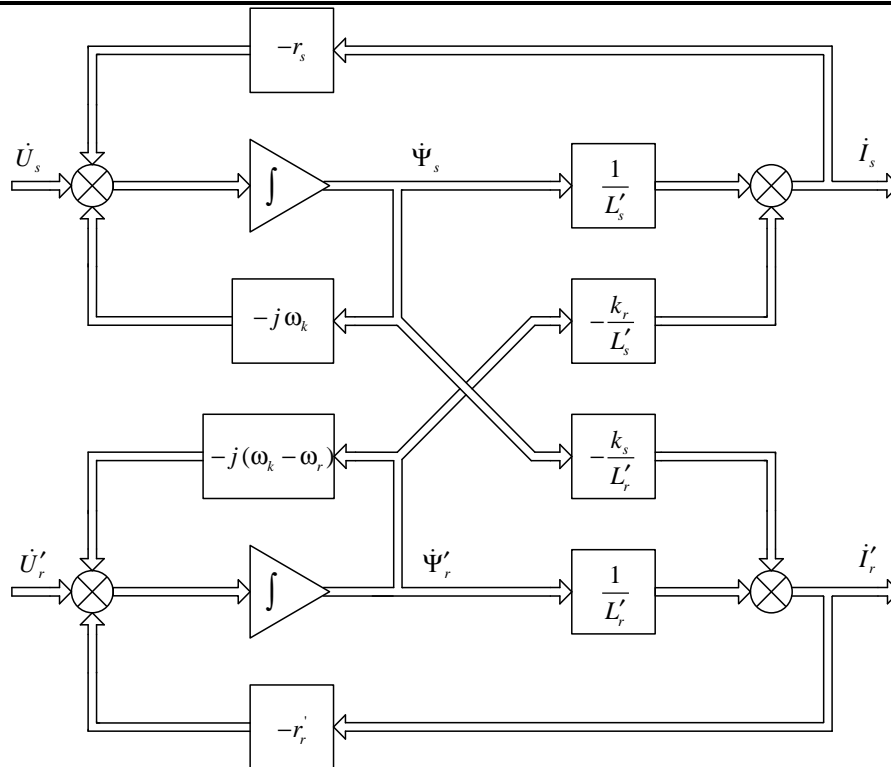


Рис. 3. Упрощённая математическая структура МДП

Уравнения обобщённых векторов напряжений ротора и статора в общем случае :

$$\left. \begin{aligned} \dot{U}_s &= \dot{U}_{sm} e^{j[(\omega_s - \omega_k)t + \varphi_s]}; \\ \dot{U}'_r &= \dot{U}'_{rm} e^{j[(\omega_r - \omega_k)t + \varphi_r]}; \end{aligned} \right\} \quad (18)$$

где ω_s, ω_r – угловые скорости статора и ротора; φ_s, φ_r – начальные фазы напряжений на статоре и роторе.

Запишем уравнения для декартовой системы координат, вращающейся со скоростью ω_c , исходя из (17):

$$\left. \begin{aligned} \dot{U}_s &= R_s \dot{I}_s + (D + j\omega_c)(L_s \dot{I}_s + L'_{mд} \dot{I}'_r); \\ \dot{U}'_r &= R_r \dot{I}'_r + (D + j\omega_c s)(L'_r \dot{I}'_r + L'_{mд} \dot{I}_s); \\ M_\vartheta &= -\frac{mp_n}{2} L'_{mд} J_m \dot{I}_s \dot{I}'_r; \\ -J \frac{\omega_c}{p_n} Ds &= M_\vartheta - M_c, \end{aligned} \right\} \quad (19)$$

где $s = (\omega_c - p_n \omega_r) / \omega_c$ – скольжение АД.

Система дифференциальных уравнений (1) с вращающейся системой координат удобна только для случая синусоидального питающего напряжения. В общем случае (несинусоидальном питающем напряжении) целесообразно применить неподвижную систему координат (т.е. $\omega_k = 0$). Причём выбирается система координат Максвелла с углом между осями a и b , равным $2\pi/3$ рад. В этом случае проекции обобщённых векторов на координатные оси равны мгновенным значениям фазных напряжений и токов. Это позволяет несинусоидальное выходное напряжение инвертора подставлять в систему уравнений без предварительных преобразований.

В максвелловой системе координат МДП описывается системой уравнений:

$$\left. \begin{aligned} U_{sa} &= \tau_s \Psi_{sa} - k_r \tau_s \Psi'_{ra} + \frac{d\Psi_{sa}}{dt}; \\ U_{sb} &= \tau_s \Psi_{sb} - k_r \tau_s \Psi'_{rb} + \frac{d\Psi_{sb}}{dt}; \\ U'_{fa} &= \tau_r \Psi'_{ra} - k_s \tau_r \Psi_{sa} + \frac{d\Psi_{ra}}{dt} + \frac{p_n}{\sqrt{3}} \omega_r (\Psi'_{ra} + 2\Psi'_{rb}); \\ U'_{fb} &= \tau_r \Psi'_{rb} - k_s \tau_r \Psi_{sb} + \frac{d\Psi_{rb}}{dt} - \frac{p_n}{\sqrt{3}} \omega_r (2\Psi'_{ra} + \Psi'_{rb}). \end{aligned} \right\} \quad (20)$$

Исходя из установленной аналогии заторможенной МДП ($\omega_r = 0$) с токоограничивающим сопротивлением цепи статора Z_H (нагрузкой) с математическим описанием ВДТ [1], запишем:

$$\left. \begin{aligned} \dot{U}_C - \dot{U}_H &= R_{\Pi} \dot{I}_{\Pi} + \frac{d\dot{\Psi}_{\Pi}}{dt}; \\ \dot{U}'_f &= R'_B \dot{I}'_B + \frac{d\dot{\Psi}'_B}{dt}; \\ \dot{\Psi}_{\Pi} &= L_{\Pi} \dot{I}_{\Pi} + L'_{mB} \dot{I}'_B; \\ \dot{\Psi}'_B &= L'_B \dot{I}'_B + L'_{mB} \dot{I}_{\Pi}. \end{aligned} \right\} \quad (21)$$

В системе уравнений (21) физический смысл индуктивностей L_{Π} , L'_B , L'_{mB} такой же, как и у индуктивностей в системе уравнений (1). Составим таблицу аналогий для МДП и ВДТ (см. табл. 1).

Таблица 1

Таблица аналогий МДП и ВДТ

МДП	ω_r	R_s	R'_r	L_s	L'_r	$L'_{m\delta}$	Ψ_s	Ψ'_r
ВДТ	0	$R_{\Pi} + R_H$	R'_B	$L_{\Pi} + L_H$	L'_B	L'_{mB}	Ψ_{Π}	Ψ'_B

Уравнение для напряжения на нагрузке:

$$\dot{U}_H = R_H \dot{I}_H + L_H \frac{d\dot{I}_H}{dt}. \quad (22)$$

Ток нагрузки является током вторичной обмотки ВДТ $\dot{I}_H = \dot{I}_{\Pi}$, а R_H , L_H – сопротивление и индуктивность нагрузки.

Подставим уравнение (22) в (21) $R_{\Pi} + R_H = R_{\Pi H}$, $L_{\Pi} + L_H = L_{\Pi H}$, а $L'_{mB} \dot{I}'_B + (L_{\Pi} + L_H) \dot{I}_{\Pi} = L'_{mB} \dot{I}'_B + L_{\Pi H} \dot{I}_{\Pi} = \dot{\Psi}_{\Pi H}$, получим:

$$\left. \begin{aligned} \dot{U}_C &= R_{\Pi H} \dot{I}_{\Pi} + \frac{d\dot{\Psi}_{\Pi H}}{dt}; \\ \dot{U}'_f &= R'_B \dot{I}'_B + \frac{d\dot{\Psi}'_B}{dt}; \\ \dot{\Psi}_{\Pi H} &= L_{\Pi H} \dot{I}_{\Pi} + L'_{mB} \dot{I}'_B; \\ \dot{\Psi}'_B &= L'_B \dot{I}'_B + L'_{mB} \dot{I}_{\Pi}. \end{aligned} \right\} \quad (23)$$

Соотношение параметров реального трёхфазного трансформатора и идеализированной обобщенной машины по аналогии с (2) определяется как:

$$L_{\Pi} = L'_{mB} + L_{\Pi\sigma}; L'_B = L'_{mB} + L'_{B\sigma}; L'_{mB} = \frac{3}{2} M'_{\Pi B}, \quad (24)$$

где $L_{\Pi\sigma}, L'_{B\sigma}$ – индуктивности рассеяния первичной и обмотки возбуждения ВДТ.

Во время интегрирования систем дифференциальных уравнений наиболее устойчивой показывает себя система, которая решается относительно потокосцеплений

Аналогично системе уравнений (20), проекции обобщённых векторов потокосцеплений на оси неподвижной максвелловой системы координат выражаются как:

$$\left. \begin{aligned} u_{\Pi A} &= \tau_{\Pi H} \Psi_{\Pi A} - k_B \tau_{\Pi H} \Psi'_{BA} + \frac{d\Psi_{\Pi A}}{dt}; \\ u_{\Pi B} &= \tau_{\Pi H} \Psi_{\Pi B} - k_B \tau_{\Pi H} \Psi'_{BB} + \frac{d\Psi_{\Pi B}}{dt}; \\ u'_{jA} &= \tau_B \Psi'_{BA} - k_{\Pi H} \tau_B \Psi_{\Pi A} + \frac{d\Psi_{BA}}{dt}; \\ u'_{jB} &= \tau_B \Psi'_{BB} - k_{\Pi H} \tau_B \Psi_{\Pi B} + \frac{d\Psi_{BB}}{dt}. \end{aligned} \right\} \quad (25)$$

Так же, как в системе уравнений (7), коэффициенты затухания и связи для МДП по аналогии с выражениями для ВДТ имеют вид:

$$\left. \begin{aligned} \tau_{\Pi H} &= \frac{R_{\Pi H}}{L_{\Pi H}^*}; \quad \tau_B = \frac{R'_B}{L'_B}; \quad k_{\Pi H} = \frac{L'_{mB}}{L_{\Pi H}}; \quad k_B = \frac{L'_{mB}}{L'_B}; \\ L_{\Pi H}^* &= \frac{L_{\Pi H} L'_B - L'^2_{mB}}{L'_B}; \quad L'_B{}^* = \frac{L_{\Pi H} L'_B - L'^2_{mB}}{L_{\Pi H}}. \end{aligned} \right\} \quad (26)$$

За проекции обобщённого вектора питающего напряжения берутся реальные значения напряжений фазы А и фазы В сети:

$$U_{CA} = U_m \sin \omega t; U_{CB} = U_m \sin(\omega t - 2\pi/3). \quad (27)$$

Построение структурной схемы ВДТ проводим, используя подобие структуры упрощённой схеме МДП (см. рис. 4).

На обмотку возбуждения ВДТ подаётся несинусоидальное (прямоугольное) напряжение инвертора.

Вклад насыщения сердечника трансформатора учитывается заданием приведённых коэффициентов взаимных индуктивностей фазных обмоток $L'_{mA}, L'_{mB}, L'_{mC}$ и упрощённым описанием кривой намагничивания железа магнитопровода функцией гиперболический синус:

$$i_{mB} = i_{\Pi} + i'_B = \alpha sh(\beta \Psi),$$

где i_{mB} – фазный ток намагничивания; Ψ – потокосцепление фазы, α, β – коэффициенты приближения соответственно в единицах Ампер и 1/Вебер.

Из системы трансцендентных уравнений определим коэффициенты α и β :

$$\left. \begin{aligned} i_{mB1} &= \alpha sh(\beta \Psi_1); \\ i_{mB2} &= \alpha sh(\beta \Psi_2), \end{aligned} \right\} \quad (28)$$

где $(i_{MB1}, \Psi_1), (i_{MB2}, \Psi_2)$ – координаты на вебер-амперной характеристике, полученной опытным путём. Уравнения потокосцепления:

$$\Psi = \frac{1}{\beta} \operatorname{arcsch} \left(\frac{i_{MB}}{\alpha} \right) = \frac{l}{\beta} \ln \left(\frac{i_{MB}}{\alpha} + \sqrt{1 + \left(\frac{i_{MB}}{\alpha} \right)^2} \right); \quad L_{ns} = \frac{d\Psi}{di_{MB}} = \frac{1}{\beta \sqrt{\alpha^2 + i_{MB}^2}}.$$

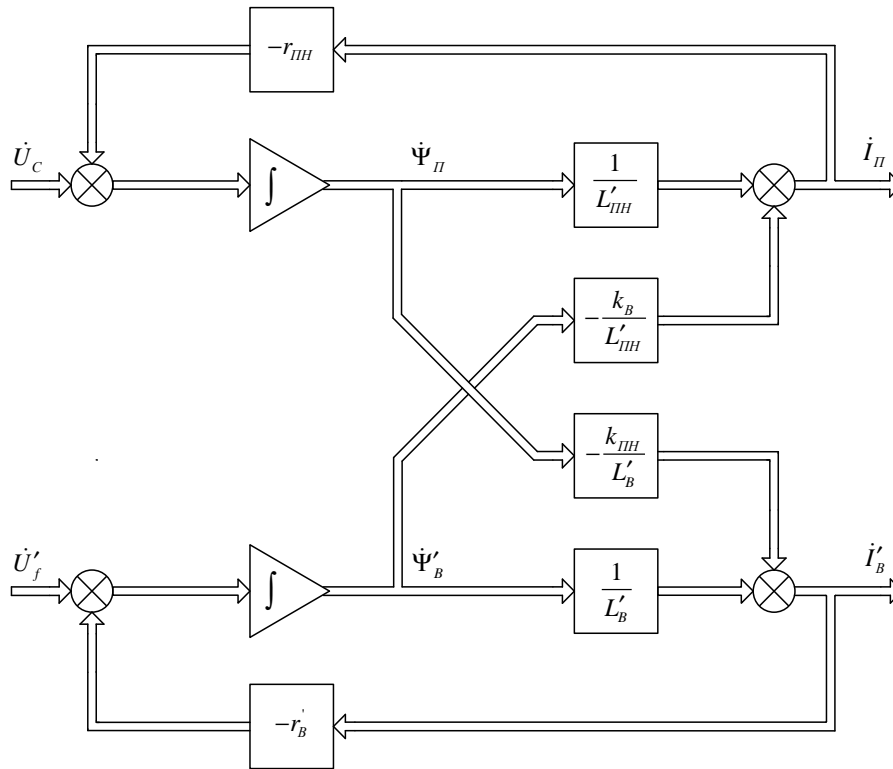


Рис. 4. Структурная схема ВДТ

Выражения для схемы ВДТ и силового трансформатора:

$$\left. \begin{aligned} \dot{U}_c &= (R_{\Pi} + R_1) i_1 + \frac{d\dot{\Psi}_{\Pi}}{dt} + \frac{d\dot{\Psi}_1}{dt}; \\ 0 &= (R_2 + R_H) i_2'' + \frac{d\dot{\Psi}_{2H}''}{dt}; \\ \dot{U}'_f &= R'_B i'_B + \frac{d\dot{\Psi}'_B}{dt}; \\ i_1 &= \frac{1}{L'_1} \dot{\Psi}_1 - \frac{k_2}{L'_1} \dot{\Psi}_{2H}''; \\ i_2'' &= \frac{1}{L''_{2H}} \dot{\Psi}_{2H}'' - \frac{k_1}{L''_{2H}} \dot{\Psi}_1; \\ i'_B &= \frac{1}{L'_B} \dot{\Psi}'_B - \frac{k_{\Pi}}{L'_B} \dot{\Psi}_{\Pi}. \end{aligned} \right\} \quad (29)$$

По полученным уравнениям (29) строим структурную схему, представленную на рис. 5.

Как было сказано выше, ВДТ можно рассматривать как заторможенную МДП с нагрузкой в первичной цепи ($s = 1$). Исходя из последнего и на основе системы уравнений (19) запишем уравнения ВДТ:

$$\left. \begin{aligned} \dot{U}_C - \dot{U}_H &= R_{II} \dot{I}_{II} + (D + j\omega_C)(L_{II} \dot{I}_{II} + L'_{mB} \dot{I}'_B); \\ \dot{U}'_f &= R'_B \dot{I}'_B + (D + j\omega_C)(L'_B \dot{I}'_B + L'_{mB} \dot{I}_{II}), \end{aligned} \right\} \quad (30)$$

где $\dot{U}_C, \dot{U}_H, \dot{U}'_f$ – обобщённые векторы напряжений сети, нагрузки и приведённого напряжения обмотки возбуждения ВДТ; R_{II}, R'_B – активные сопротивления первичной обмотки и обмотки возбуждения ВДТ; \dot{I}_{II}, \dot{I}'_B – обобщённые векторы тока нагрузки и приведённого тока возбуждения ВДТ; L_{II}, L'_B, L'_{mB} – собственные индуктивности обмоток ВДТ и их взаимная индуктивность.

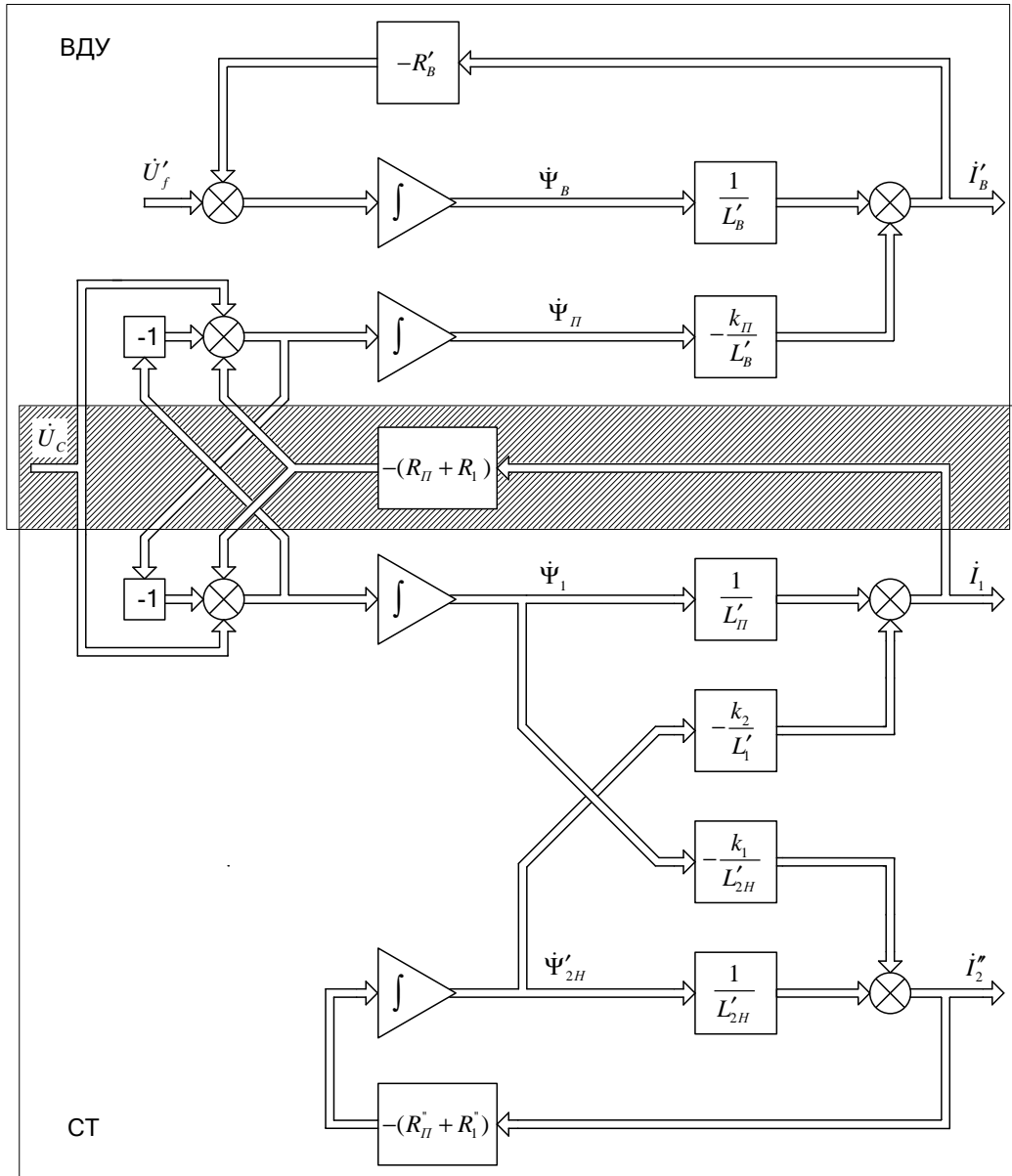


Рис. 5. Структурная схема ВДУ и СТ

Система уравнений (30) при $D = 0$ описывает установившиеся процессы в ВДТ.

Важно указать, что идентичность математического описания МДП и ВДТ позволяет сделать заключение о возможности независимого регулирования напряжения и реактивной энергии с помощью вольтодобавочных устройств (ВДУ). Причём в сравнении с МДП ВДУ имеет лучшие массогабаритные, энергетические и эксплуатационные показатели.

Описание силового трансформатора (СТ):

$$\left. \begin{aligned} \dot{U}_1 &= R_1 \dot{I}_1 + (D + j\omega_C)(L_1 \dot{I}_1 + L_{m1}'' \dot{I}_2''); \\ \dot{U}_2'' &= R_2'' \dot{I}_2'' + (D + j\omega_C)(L_2'' \dot{I}_2'' + L_{m1}'' \dot{I}_1). \end{aligned} \right\} \quad (31)$$

Исходя из уравнений (19) и (30) для схемы ВДТ и АД запишем:

$$\left. \begin{aligned} \dot{U}_C - \dot{U}_s &= R_{\Pi} \dot{I}_s + (D + j\omega_C)(L_{\Pi} \dot{I}_s + L'_{mB} \dot{I}_B); \\ \dot{U}'_f &= R_B \dot{I}'_B + (D + j\omega_C)(L'_B \dot{I}'_B + L'_{mB} \dot{I}_s); \\ \dot{U}_s &= R_s \dot{I}_s + (D + j\omega_C)(L_s \dot{I}_s + L'_{m1} \dot{I}'_r). \end{aligned} \right\} \quad (32)$$

Преобразовав систему уравнений (32), описывающих схему ВДТ-АД, имеем:

$$\left. \begin{aligned} \dot{U}_C &= R_{\Pi s} \dot{I}_s + (D + j\omega_C)(L_{\Pi s} \dot{I}_s + L'_{\Pi B} \dot{I}'_B + L'_{mB} \dot{I}'_r); \\ \dot{U}'_f &= R'_B \dot{I}'_B + (D + j\omega_C)(L'_B \dot{I}'_B + L'_{mB} \dot{I}_s); \\ 0 &= R'_r \dot{I}'_r + (D + j\omega_C s)(L'_r \dot{I}'_r + L'_{m1} \dot{I}_s), \end{aligned} \right\} \quad (33)$$

где $R_{ns} = R_{\Pi} + R_s$, $L_{ns} = L_{\Pi} + L_s$.

Основываясь на уравнениях (30) и (31), для схемы ВДТ и СТ запишем:

$$\left. \begin{aligned} \dot{U}_C &= R_{\Pi 1} \dot{I}_1 + (D + j\omega_C)(L_{\Pi 1} \dot{I}_1 + L'_{\Pi B} \dot{I}'_B + L'_{m1}'' \dot{I}_2''); \\ \dot{U}'_f &= R'_B \dot{I}'_B + (D + j\omega_C)(L'_B \dot{I}'_B + L'_{m1} \dot{I}_1); \\ 0 &= R''_2 \dot{I}_2'' + (D + j\omega_C)(L''_2 \dot{I}_2'' + L'_{m1} \dot{I}_1), \end{aligned} \right\} \quad (34)$$

где $R_{\Pi 1} = R_{\Pi} + R_1$, $L_{\Pi 1} = L_{\Pi} + L_1$, $R_{2H} = R_2 + R_H$, $L_{2H} = L_2 + L_H$.

Приводя уравнения (18) к форме Коши, получим:

$$\left. \begin{aligned} D\dot{I}_s &= -\frac{1}{T_s^*} \dot{I}_s + \frac{L'_{m1}}{L_s^* T_r^*} \dot{I}'_r + j\omega_C \left[1 + (1-s) \frac{k_r L'_{m1}}{L_s^*} \right] \dot{I}_s - j\omega_C (1-s) \frac{L'_{m1}}{L_s^*} \dot{I}'_r + \frac{1}{L_s^*} \dot{U}_s - \frac{k_r}{L_s^*} \dot{U}'_r; \\ D\dot{I}'_r &= \frac{L'_{m1}}{L_r^* T_s} \dot{I}_s - \frac{1}{T_r^*} \dot{I}'_r + j\omega_C (1-s) \frac{L'_{m1}}{L_r^*} \dot{I}_s - j\omega_C \left[1 - (1-s) \frac{L'_r}{L_r^*} \right] \dot{I}'_r - \frac{k_s}{L_r^*} \dot{U}_s + \frac{1}{L_r^*} \dot{U}'_r, \end{aligned} \right\} \quad (35)$$

где $k_s = \frac{L'_{m1}}{L_s}$; $T_s = \frac{L_s}{R_s}$; $k_r = \frac{L'_{m1}}{L'_r}$; $T_r^* = \frac{L'_r}{R'_r}$; $L_s^* = L_s - \frac{L'^2_{m1}}{L_s}$; $T_s^* = \frac{L_s^*}{R_s}$; $L_r^* = L'_r - \frac{L'^2_{m1}}{L'_r}$; $T_r^* = \frac{L_r^*}{R'_r}$.

Выражения, описывающие ВДТ в форме Коши, получим из (30) на основе идентичности математических структур ВДТ и МДП:

$$\left. \begin{aligned} D\dot{I}_{\Pi} &= -\frac{1}{T_{\Pi}^*} \dot{I}_{\Pi} + \frac{L'_{mB}}{L_{\Pi}^* T'_B} \dot{I}'_B + j\omega_C \dot{I}_{\Pi} + \frac{1}{L_{\Pi}^*} (\dot{U}_C - \dot{U}_H) - \frac{k_B}{L_{\Pi}^*} \dot{U}'_f; \\ D\dot{I}'_B &= \frac{L'_{mB}}{L_B^* T_{\Pi}} \dot{I}_{\Pi} - \frac{1}{T_B^*} \dot{I}'_B - j\omega_C \dot{I}'_B - \frac{k_{\Pi}}{L_B^*} (\dot{U}_C - \dot{U}_H) + \frac{1}{L_B^*} \dot{U}'_f, \end{aligned} \right\} \quad (36)$$

где $k_{\Pi} = \frac{L'_{mB}}{L_{\Pi}}$; $T_{\Pi} = \frac{L_{\Pi}}{R_{\Pi}}$; $k_B = \frac{L'_{mB}}{L'_B}$; $T_B^* = \frac{L'_B}{R'_B}$; $L_{\Pi}^* = L_{\Pi} - \frac{L'^2_{mB}}{L'_B}$; $T_{\Pi}^* = \frac{L_{\Pi}^*}{R_{\Pi}}$; $L_B^* = L'_B - \frac{L'^2_{mB}}{L'_B}$; $T_B^* = \frac{L_B^*}{R'_B}$.

Из системы уравнений (31) получим описание СТ уравнениями в форме Коши:

$$\left. \begin{aligned} D\dot{I}_1 &= -\frac{1}{T_1^*} \dot{I}_1 + \frac{L''_{m1}}{L_1 T_2''} \dot{I}_2'' + j\omega_C \dot{I}_1 + \frac{1}{L_1^*} \dot{U}_1 - \frac{k_2}{L_1^*} \dot{U}_2''; \\ D\dot{I}_2'' &= \frac{L''_{m1}}{L_2^* T_1} \dot{I}_1 - \frac{1}{T_2''} \dot{I}_2'' - j\omega_C \dot{I}_2'' - \frac{k_1}{L_2^*} \dot{U}_1 + \frac{1}{L_2^*} \dot{U}_2'', \end{aligned} \right\} \quad (37)$$

где $k_1 = \frac{L_{m\Gamma}''}{L_1}$; $T_1 = \frac{L_1}{R_1}$; $k_2 = \frac{L_{m\Gamma}''}{L_2}$; $T_2'' = \frac{L_2''}{R_2''}$; $L_1^* = L_1 - \frac{L_{m\Gamma}''^2}{L_2''}$; $T_1^* = \frac{L_1^*}{R_1}$; $L_2^* = L_2' - \frac{L_{m\Gamma}''^2}{L_1}$; $T_2^* = \frac{L_2^*}{R_2''}$.

Так как ВДТ и АД включены последовательно, первые выражения систем уравнений (35) и (36) тождественны. Из этого находим напряжение питания АД:

$$\begin{aligned} \dot{U}_s = & \frac{(T_{II}^* - T_s^*)L_s^*L_{II}^*}{(L_{II}^* + L_s^*)T_s^*T_{II}^*} \dot{i}_s + \frac{L_{mB}'L_{II}^*}{T_B'(L_{II}^* + L_s^*)} \dot{i}'_B - \frac{L_{mB}'L_{II}^*}{T_r'(L_{II}^* + L_s^*)} \dot{i}'_r - j\omega_c(1-s) \frac{k_r L_{m\Gamma}' L_{II}^*}{(L_{II}^* + L_s^*)} \dot{i}_s + \\ & + j\omega_c(1-s) \frac{L_{m\Gamma}' L_{II}^*}{(L_{II}^* + L_s^*)} \dot{i}'_r + \frac{L_s^*}{(L_{II}^* + L_s^*)} \dot{U}_c - \frac{k_B L_s^*}{(L_{II}^* + L_s^*)} \dot{U}'_f + \frac{k_r L_{II}^*}{(L_{II}^* + L_s^*)} \dot{U}'_r. \end{aligned} \quad (38)$$

ВДТ и СТ включены последовательно, поэтому первые выражения систем уравнений (36) и (37) тождественны. Из этого тождества следует, что напряжение питания СТ:

$$\begin{aligned} \dot{U}_1 = & \frac{(T_{II}^* - T_1^*)L_1^*L_{II}^*}{(L_{II}^* + L_1^*)T_1^*T_{II}^*} \dot{i}_1 + \frac{L_{mB}''L_{II}^*}{T_B''(L_{II}^* + L_1^*)} \dot{i}'_B - \frac{L_{m\Gamma}''L_{II}^*}{T_2''(L_{II}^* + L_1^*)} \dot{i}_2'' + \frac{L_1^*}{(L_{II}^* + L_1^*)} \dot{U}_c - \\ & - \frac{k_B L_1^*}{(L_{II}^* + L_1^*)} \dot{U}'_f + \frac{k_2 L_{II}^*}{(L_{II}^* + L_1^*)} \dot{U}_2''; \end{aligned} \quad (39)$$

Выражение (39) устанавливает связь между напряжениями и токами на входе и выходе подстанций с ВДУ и показывает, как изменением величины и фазы вектора \dot{U}'_f обеспечить фазу тока сети \dot{i}_1 , равную нулю, и одновременно выровнять напряжение \dot{U}_2'' у потребителей на заданном, например номинальном уровне ($\dot{U}_2'' = \dot{U}_{2n}'' = \text{const}$), при работе подстанции в условиях резкого изменения величины и характера нагрузки \dot{i}_2'' и нестабильного напряжения в сети \dot{U}_c .

ЛИТЕРАТУРА

1. Климаш, В. С. Вольтодобавочные устройства для компенсации отклонений напряжения и реактивной энергии с амплитудным, импульсным и фазовым регулированием: моногр. / В.С. Климаш. – Владивосток, Дальнаука, 2002. – 141 с.
2. Климаш, В.С. Построение преобразователей фазы и регуляторов качества электроэнергии на основе преобразователей частоты / В. С. Климаш // Учёные записки КНАГТУ. Науки о природе и технике. – 2010. – № II-1(2). – С. 21-22.
3. Пат. 2166831 РФ, МКИ 7 H02M 5/44, 7 H02J 3/12. Преобразователь амплитуды, фазы и частоты со звеном постоянного напряжения / В. С. Климаш, И. Г. Симоненко (Россия) // Открытия. Изобретения. – 2001. – № 13. – С. 405.
4. Пат. на полезную модель №110560 МПК H02J5/00 Объединённая система электроснабжения с накопителями энергии / В. С. Климаш, Ю. М. Иньков, Д. В. Пименов; опубл. 20.11.2011, бюл. № 32.
5. Пат. 2504886 РФ, МПК H02J5/00, B60M3/02. Способ направленного обмена энергией между электрическими сетями коммунального хозяйства и городского электрифицированного транспорта / В. С. Климаш, Д. В. Пименов (Россия); опубл. 20.01.2014, бюл. № 2.
6. Свидетельство о государственной регистрации программы для ЭВМ № 2011618444. Математическая модель объединённой системы электроснабжения городских коммунальных и тяговых электросетей в среде MATLAB / В. С. Климаш, Д. В. Пименов; зарег. 26.10.2011.
7. Свидетельство о государственной регистрации программы для ЭВМ № 2012618480. Программный комплекс для исследования систем электроснабжения и электропривода с устройствами силовой электроники в среде MATLAB / В. С. Климаш, Д. В. Пименов; зарег. 19.09.2012.

Чернышев И. А., Чернышева Т. А.
I. A. Chernyshev, T. A. Chernysheva

ИССЛЕДОВАНИЕ АСИНХРОННОГО ЧАСТОТНО-РЕГУЛИРУЕМОГО ЭЛЕКТРОПРИВОДА АППАРАТА ВОЗДУШНОГО ОХЛАЖДЕНИЯ ГАЗА

A STUDY ON THE ASYNCHRONOUS VARIABLE-FREQUENCY ELECTRIC DRIVE OF A GAS AIR-COOLING APPARATUS



Чернышев Игорь Александрович – кандидат технических наук, доцент кафедры электропривода и электрооборудования Томского политехнического университета (Россия, Томск). E-mail: chia@tpu.ru.

Mr. Igor A. Chernyshev – PhD in Engineering, Associate Professor, Department of Electric Drive and Electric Equipment, Tomsk Polytechnic University (Russia, Tomsk). E-mail: chia@tpu.ru.



Чернышева Татьяна Александровна – старший преподаватель кафедры инженерной графики и промышленного дизайна Томского политехнического университета (Россия, Томск). E-mail: cherta@tpu.ru.

Mrs. Tatyana A. Chernysheva – Senior Lecturer, Department of Engineering Graphics and Industrial Design, Tomsk Polytechnic University (Russia, Tomsk). E-mail: cherta@tpu.ru.

Аннотация. В статье рассмотрен асинхронный многодвигательный частотно-регулируемый электропривод аппарата воздушного охлаждения (АВО). Приведена функциональная схема системы управления АВО и структура автоматической системы управления технологическим процессом. Построена имитационная модель последовательного взаимосвязанного плавного пуска четырёх электродвигателей. Проведены исследования динамических процессов. Предложена реализация контура регулирования температуры газа на выходе АВО.

Summary. This paper considers an asynchronous multi-motor variable frequency drive of an air cooling apparatus (ACA). We provide a functional flow diagram of the ACA control system and suggest an automated process control system design. We build a simulated model for sequential smooth start of four electric motors and analyze dynamic processes. We suggest a design for the control loop of gas temperature in the output of ACA.

Ключевые слова: компримирование газа, аппарат воздушного охлаждения, многодвигательный электропривод переменного тока, регулирование температуры газа.

Key words: gas compression, air cooling apparatus, multi-motor variable frequency drive, control loop of gas temperature, sequential smooth start.

УДК 62-83

В процессе подготовки природного газа к транспортировке по магистральным газопроводам (МГ) на компрессорных станциях (КС) при компримировании происходит нагрев газа. Для предотвращения линейного расширения МГ и энергосбережения газ необходимо охладить при помощи аппарата воздушного охлаждения (АВО).

На большинстве газовых промыслов применяется способ управления АВО газа, заключающийся в ручном или дистанционном включении-отключении вентиляторов, число которых

определяется оператором. Определение факта закупорки теплообменных трубок гидратами производится визуально по наличию инея на трубках. Отогрев закупоренных трубок осуществляется при помощи парогенераторной установки. Однако во многих случаях гидратообразования даже указанная процедура неэффективна, и приходится отключать секцию до весны.

Для решения проблемы поддержания требуемой температуры газа на выходе АВО и защиты теплообменных труб от гидратообразования целесообразно использовать систему автоматического управления (САУ) АВО с использованием частотного преобразователя (ПЧ), функциональная схема которой представлена на рис. 1.

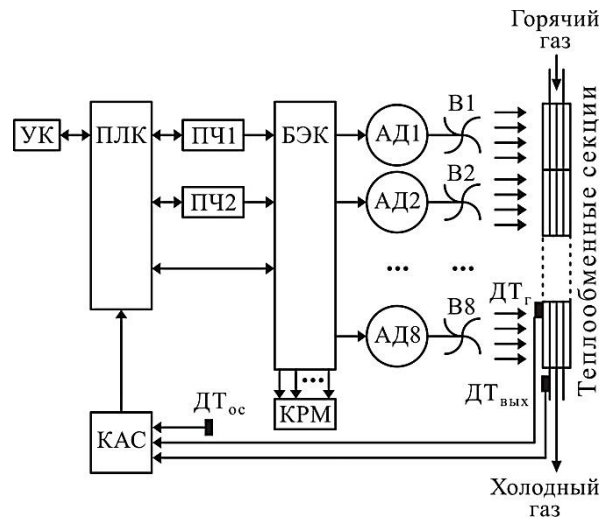


Рис. 1. Функциональная схема системы управления АВО

Принцип действия системы управления АВО состоит в следующем. На основании информации о температуре окружающего воздуха система определяет число вентиляторов, необходимых для запуска. При пуске того или иного вентилятора программируемый логический контроллер (ПЛК) подключает электродвигатель данного вентилятора к сети посредством блока электромагнитных контакторов (БЭК) через ПЧ. После того как электродвигатель разогнался до требуемой частоты, ПЛК посредством БЭК подключает его к трехфазной сети напрямую. При этом параллельно к электродвигателю вентилятора подключается конденсатор большой емкости (КРМ). Если от управляющего компьютера (УК) поступает сигнал о том, что температура газа на выходе превысила верхний предел допустимого диапазона, то ПЛК посредством БЭК подключает необходимый вентилятор к ПЧ, который увеличивает частоту вращения электродвигателя. После достижения требуемой частоты вентилятор отключается от ПЧ и переводится на сеть. При поступлении сигнала о том, что температура газа на выходе оказалась меньше нижнего предельного значения допустимого диапазона, ПЛК посредством БЭК подключает необходимый вентилятор к ПЧ, который уменьшает частоту вращения вентилятора. После достижения требуемой частоты вентилятор отключается от ПЧ и переводится на сеть. Если от УК поступает сигнал о приближении температуры стенки теплообменных трубок той или иной секции к температуре $\leq 0^\circ\text{C}$ (это означает, что в трубках началось гидратообразование и газ по ним не поступает), то ПЛК посредством БЭК отключает необходимый вентилятор от сети, подключает его к ПЧ, который, после того как электродвигатель остановится, запускает его в обратном направлении (реверс). Так как гидратообразование начинается с нижних рядов теплообменных трубок, то данная процедура позволяет «разморозить» нижние ряды потоком теплого воздуха от верхних рядов, по которым все еще проходит теплоноситель. Таким образом, алгоритм работы локальной САУ АВО газа в составе автоматической системы управления технологическим процессом (АСУ ТП) транспортировки газа будет описываться блок-схемой, представленной на рис. 2.

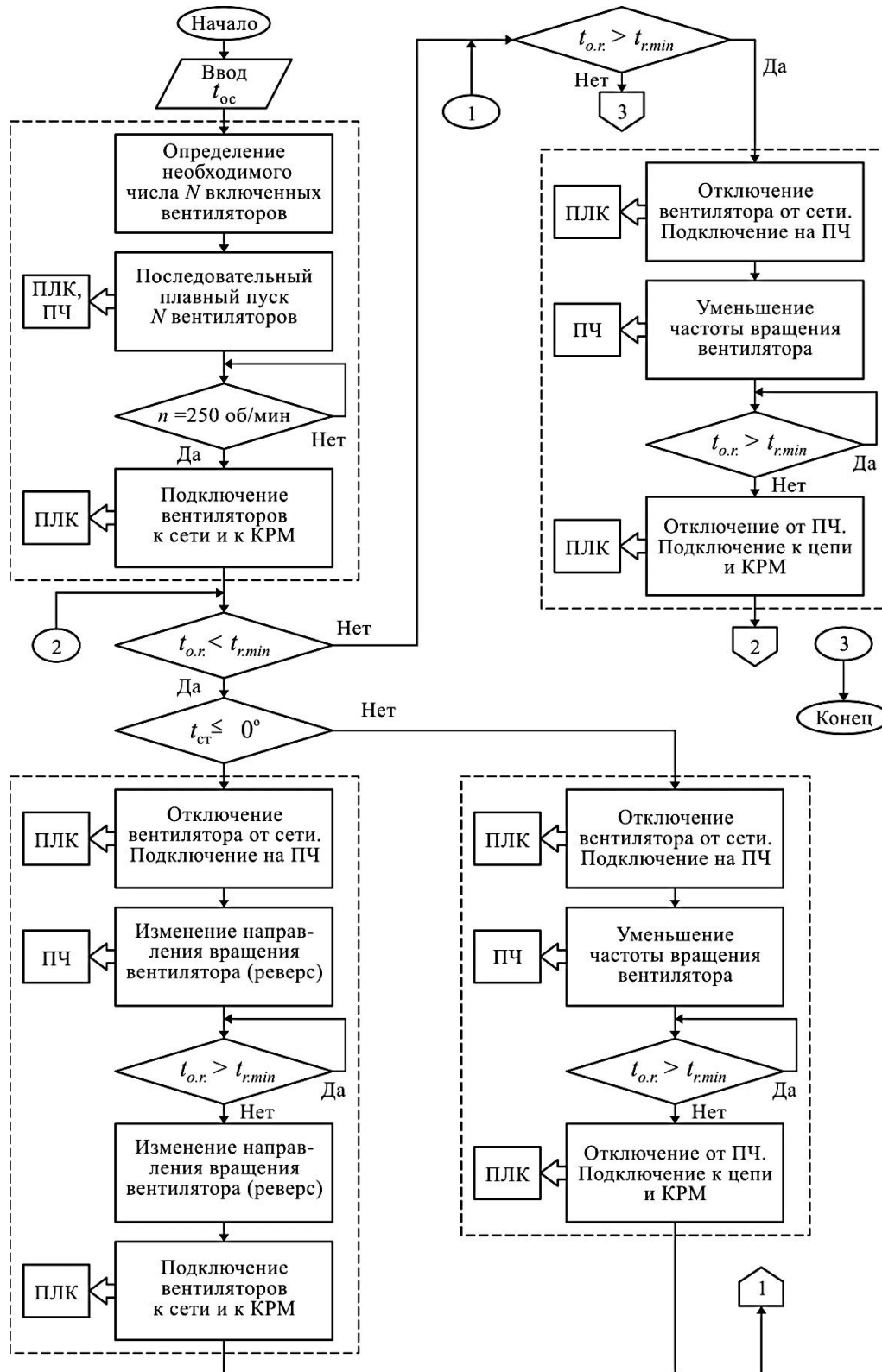


Рис. 2. Алгоритм работы САУ АВО

Для АСУ ТП АВО используется трехуровневая структура (см. рис. 3). Нижний уровень содержит датчики температуры и исполнительные устройства (двигатели, компенсаторы реактивной мощности, контакторы и преобразователи частоты).

К среднему уровню системы автоматизации относятся программно-аппаратные модули: концентратор аналоговых сигналов, микроконтроллер, ПЛК.

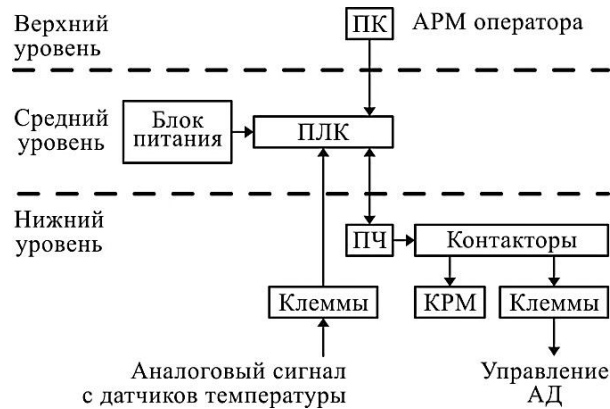


Рис. 3. Трехуровневый программно-аппаратный комплекс

Верхний уровень представляет собой автоматизированное рабочее место (АРМ) оператора на базе персонального компьютера.

На основе функциональной схемы системы управления была построена блок-схема структуры АСУ ТП и произведён выбор аппаратных средств (см. рис. 4).



Рис. 4. Структура АСУ ТП

На рис. 5 приведена функциональная схема 8-двигательного частотно-регулируемого электропривода АВО газа с учетом трехуровневой структуры системы управления технологическим процессом. Она включает: два ПЧ, микропроцессорную систему управления на базе программируемого контроллера Simatic S7-200, блок электромагнитных контакторов, АРМ, датчик температуры и восемь асинхронных двигателей с вентиляторами.

На основании данной схемы была смоделирована имитационная модель системы автоматического регулирования 4-двигательного взаимосвязанного электропривода одной секции АВО газа (см. рис. 6).

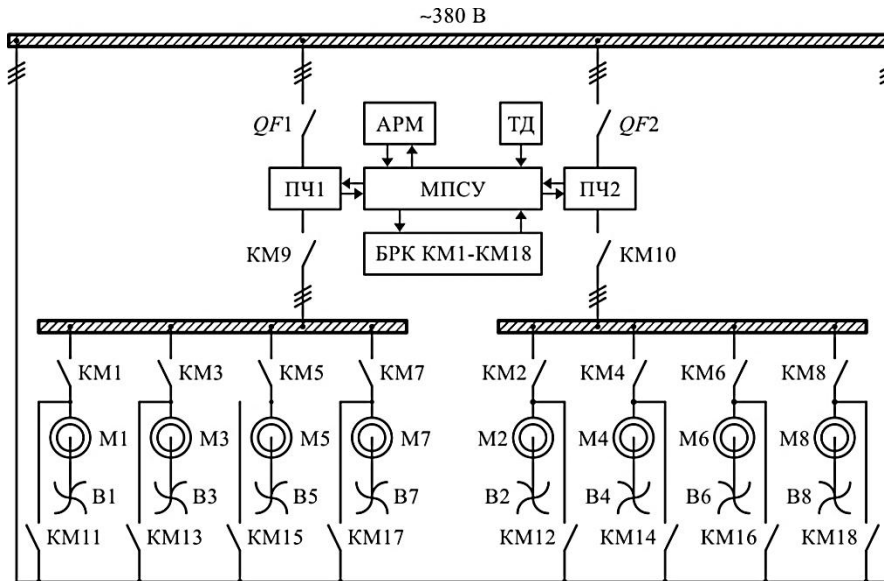


Рис. 5. Функциональная схема 8-двигательного частотно-регулируемого электропривода АВО газа

В основные функции программируемого контроллера (MPSU) входит определение необходимого числа запускаемых вентиляторов в зависимости от температуры окружающего воздуха в соответствии с зависимостью (см. рис. 7). Данная зависимость была получена на основе профессионального опыта персонала газовых промыслов Уренгойского газоконденсатного месторождения.

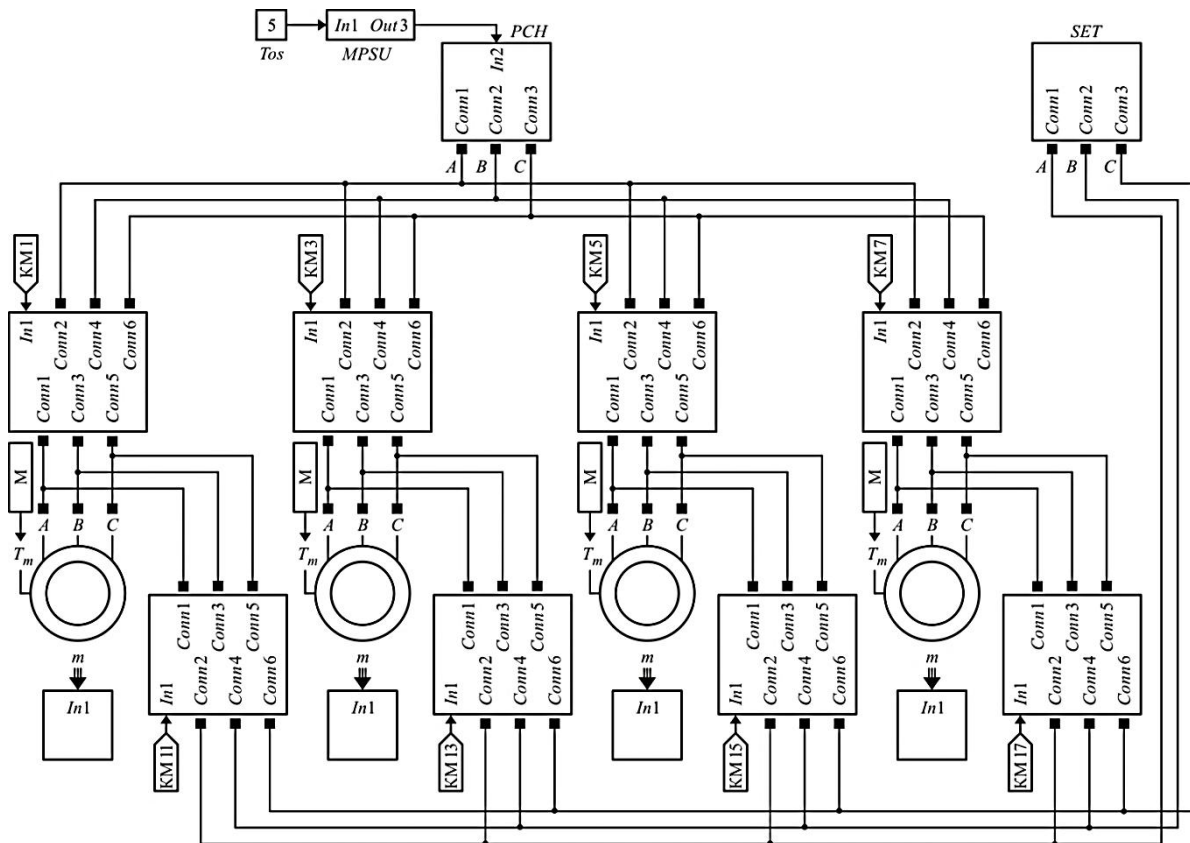


Рис. 6. Имитационная модель последовательного взаимосвязанного плавного пуска четырёх электродвигателей

Также программируемый контроллер выполняет функции блока релейной коммутации, обеспечивая последовательное подключение электродвигателей к ПЧ, а затем подключение их напрямую в сеть при помощи силовых контакторов.

Программируемый контроллер формирует задающий сигнал на вход ПЧ, который выполняет функции плавного пуска. Задатчик интенсивности обеспечивает время нарастания задающего сигнала за 21 с. По истечении данной временной уставки происходит переключение одного двигателя напрямую в сеть, а второй подключается к ПЧ и т.д. Таким образом, производится последовательный взаимосвязанный плавный пуск 4 двигателей (см. рис. 8).

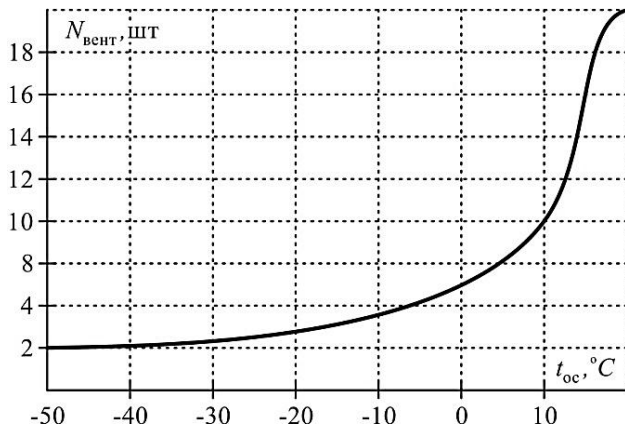


Рис. 7. Изменение числа включенных вентиляторов АВО газа в зависимости от температуры окружающего воздуха

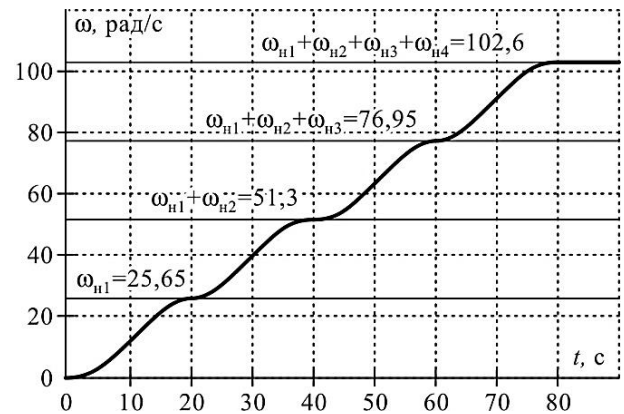


Рис. 8. Переходный процесс частоты вращения двигателей при взаимосвязанном плавном пуске

Для обеспечения поддержания температуры на выходе АВО необходим контур регулирования по температуре. Таким образом, контроллер должен будет отслеживать не только необходимое число запускаемых вентиляторов, но и обеспечение запуска последнего вентилятора по замкнутому контуру регулирования.

На рис. 9 приведена имитационная модель САУ следящего электропривода с обратной связью по температуре для одного двигателя.

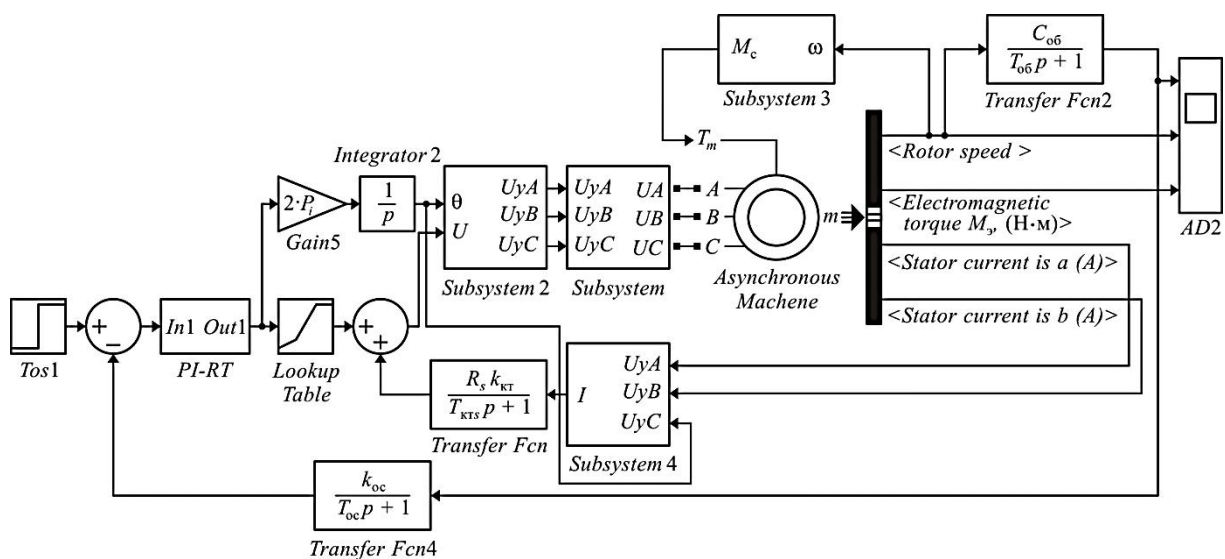


Рис. 9. Имитационная модель электропривода с обратной связью по температуре

Объект управления представлен аperiodическим звеном с передаточной функцией

$$W(p) = \frac{k_{ia}}{T_{ia} p + 1}$$

Для оптимизации контура регулирования необходимо выбрать тип регулятора и параметры его настройки, которые позволили бы получить желаемое качество переходных процессов по управлению и по возмущению, а также получить желаемый астатизм системы. Принимаем, что регулятор температуры будет пропорционально-интегрального типа с передаточной функцией:

$$W(p) = k_{\delta\delta} \frac{T_{\delta\delta} p + 1}{T_{\delta\delta} p}$$

Для контура характерно отсутствие установившейся ошибки регулирования при обработке скачка возмущения.

Переходные процессы скорости, момента и изменение температуры при обработке контуром регулирования заданного сигнала на 25 °С и ступенчатом изменении температуры на 6-й секунде до 20 °С приведены на рис. 10.

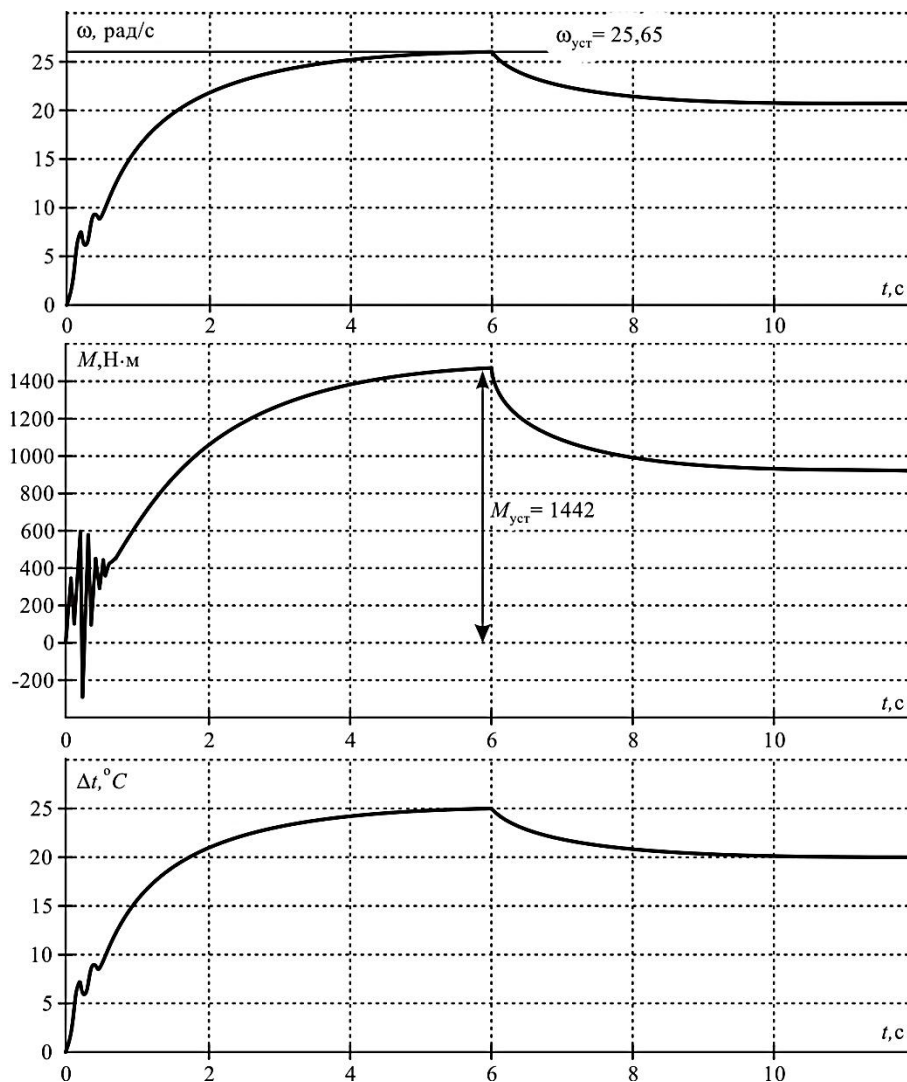


Рис. 10. Переходные процессы скорости, момента и температуры при ступенчатом изменении задания

Так как интенсивность охлаждения каждого вентилятора зависит от температуры окружающей среды, то по характеристике (см. рис. 7) определяется число включенных вентиляторов АВО газа в зависимости от температуры окружающего воздуха, а по рис. 11 определяется коэффициент передачи объекта.

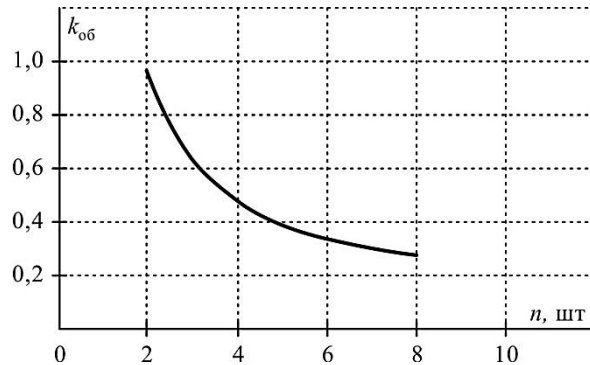


Рис. 11. Зависимость коэффициента передачи объекта от количества включенных вентиляторов АВО газа

Температура, на которую охлаждает один вентилятор, определяется по выражению

$$\Delta t_{1\text{а\text{а}0}} = k_{\text{1\text{а}}} \cdot \omega_1 ,$$

где ω_1 – номинальная скорость двигателя.

Значения величин, указанных выше, сведены в табл. 1.

Таблица 1

t_{in} , °С	n , шт	$k_{\text{1\text{а}}}$	$\Delta t_{1\text{а\text{а}0}}$, °С
-50	2	0,975	25
-40	2,25	0,8934	23
-30	2,5	0,8122	20,83
-20	3	0,6416	16,46
-10	3,6	0,55	14,17
-5	4,5	0,44	11,25
0	6	0,325	8,33
+5	8	0,244	6,25

Защита от образования гидратов в теплообменных секциях осуществляется при достаточно низких температурах окружающего воздуха и приближении температуры теплообменных секций к температуре гидратообразования.

Автоматическое поддержание заданной температуры на выходе АВО осуществляется не для одного объекта управления (в соответствии с рис. 9), а для восьми. Интенсивность охлаждения всех вентиляторов можно определить суммируя интенсивность охлаждения каждого вентилятора.

Так как средняя температура газа на входе в АВО составляет $t_{\text{а0}} = 66$ °С, а для обеспечения надёжной транспортировки газа необходимо поддерживать температуру $t_{\text{с\text{а}0}} = 15...18$ °С на выходе из аппарата, то температура охлаждения сырья будет равна $\Delta t = 50$ °С.

Переходный процесс охлаждения газа с температуры горячего газа 66 °С до 16 °С на выходе из АВО при температуре окружающей среды 0 °С приведен на рис. 12.

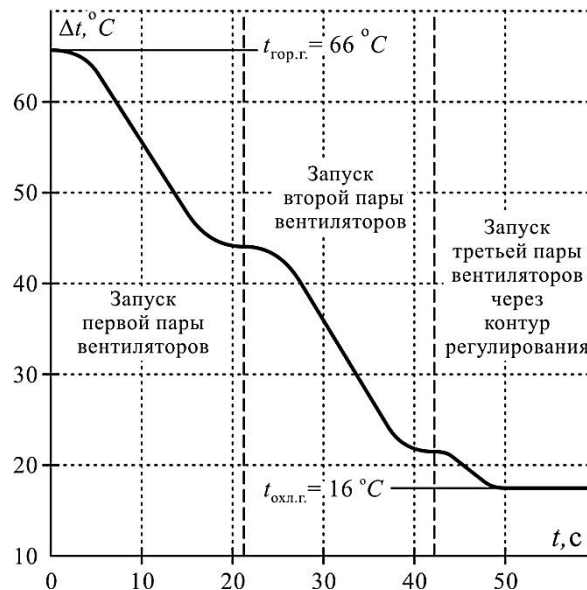


Рис. 12. Переходный процесс охлаждения газа на выходе АВО при температуре окружающего воздуха 0 °С

Таким образом, САУ АВО осуществляет следующие функции:

- автоматическое поддержание заданной температуры ($t_{\text{зад}}$) на выходе АВО путём включения/выключения определённого числа вентиляторов;
- частотное регулирование частоты вращения вентиляторов в зависимости от температуры окружающей среды ($t_{\text{окр}}$) и температуры задания ($t_{\text{зад}}$);
- защита АВО от закупорки теплообменных секций изменением частоты и направления вращения вентиляторов;
- плавный последовательный пуск группы электродвигателей.

ЛИТЕРАТУРА

1. Копырин, В. С. Асинхронный частотно-регулируемый взаимосвязанный электропривод аппарата воздушного охлаждения нефтепродуктов / В. С. Копырин, В. П. Бакута // Силовая электроника. – 2005. – № 3.
2. Крюков, Н. П. Аппараты воздушного охлаждения / Н. П. Крюков. – М.: Химия, 1983. – 165 с.
3. Мальцева, О. П. Системы управления асинхронных частотно-регулируемых электроприводов: учеб. пособие / О. П. Мальцева, Л. С. Удут, Н. В. Кояин. – Томск: Изд-во ТПУ, 2011. – 476 с.
4. Чернышев, А. Ю. Электропривод переменного тока: учеб. пособие для вузов / А. Ю. Чернышев, Ю. Н. Дементьев, И. А. Чернышев. – Томск: Изд-во ТПУ, 2011. – 213 с.
5. Черных, И. В. Моделирование электрических устройств в MATLAB, SimPowerSystems и Simulink / И. В. Черных. – СПб.; М.: Питер; ДМК Пресс, 2008. – 288 с.

Хохлов Н. А., Вакулюк А. А.
N. A. Khokhlov, A. A. Vakulyuk

ЗАРЯДОВЫЙ ФОРМФАКТОР ДЕЙТРОНА В РЕЛЯТИВИСТСКОЙ ПОТЕНЦИАЛЬНОЙ МОДЕЛИ

DEUTERON CHARGE FORMFACTOR IN A RELATIVISTIC POTENTIAL MODEL



Хохлов Николай Александрович – доктор физико-математических наук, профессор кафедры «Физика» Комсомольского-на-Амуре государственного технического университета (Россия, Комсомольск-на-Амуре); 681013, г. Комсомольск-на-Амуре, ул. Ленина, 27. E-mail: nikolahokhlov@yandex.ru.

Mr. Nikolay A. Khokhlov – Doctor of Physics and Mathematics, Professor, Department of Physics, Komsomolsk-on-Amur State Technical University (Russia, Komsomolsk-on-Amur); 681013, Russia, Komsomolsk-on-Amur, 27, Lenin Av. E-mail: nikolahokhlov@yandex.ru.



Вакулюк Алла Александровна – кандидат технических наук, доцент кафедры «Физика» Комсомольского-на-Амуре государственного технического университета (Россия, Комсомольск-на-Амуре); 681013, г. Комсомольск-на-Амуре, ул. Ленина, 27. E-mail: alla.vakulyuk@mail.ru.

Ms. Alla A. Vakulyuk - PhD in Engineering, Associate Professor, Department of Physics, Komsomolsk-on-Amur State Technical University (Russia, Komsomolsk-on-Amur); 681013, Russia, Komsomolsk-on-Amur, 27, Lenin Av. E-mail: alla.vakulyuk@mail.ru.

Аннотация. В работе рассчитана зависимость от переданного 4-импульса зарядового формфактора дейтрона в релятивистской потенциальной модели для двух нуклон-нуклонных потенциалов (Московского с запрещенными состояниями и потенциала с отталкивающим кором – N_{ijmII}). Показано, что Московский потенциал дает лучшее описание экспериментальных данных, чем потенциал с кором.

Summary. The paper deals with the calculation of deuteron charge form factor dependency on the transferred 4-momentum in the relativistic potential model for two nucleon-nucleon potentials. These are the Moscow potential with forbidden states and the repulsive core potential (N_{ijmII}). It is shown that the Moscow potential gives better description of the experimental data than the repulsive core potential.

Ключевые слова: дейтрон, зарядовый формфактор, нуклон-нуклонный потенциал.

Key words: deuteron, charge form factor, nucleon-nucleon potential

УДК 538.171.11

Дейтрон является простейшим объектом для исследования проявлений кварковых степеней свободы в области действия непертурбативной квантовой хромодинамики. Эта область соответствует малым и промежуточным характерным энергиям. Зависимость электромагнитных формфакторов дейтрона от величины переданного 4-импульса Q при $Q < 8 \text{ Фм}^{-1}$ извлекается из экспериментального материала по реакции упругого рассеяния электрона на дейтроне [4]. В свою очередь эта зависимость является преобразованием Фурье от распределения заряда в дейтроне, которое совпадает с распределением протона в дейтроне. К настоящему моменту эти данные еще не объяснены в рамках последовательной микроскопической теории. Известно, что роль релятивистских эффектов велика уже в области промежуточных



энергий [4], в связи с этим нами был разработан в рамках точечной формы релятивистской квантовой механики релятивистский формализм описания как двух нуклонных систем, так и электромагнитных реакций с этими системами [1; 2; 5; 6].

В рамках точечной формы релятивистской квантовой механики дейтрон, как и в нерелятивистской квантовой механике, описывается волновой функцией. Здесь эта функция является собственной функцией оператора массы (квадрата массы) системы. Потенциал взаимодействия появляется как возмущающая добавка к оператору квадрата массы системы двух свободных нуклонов. Таким образом, для определения радиальных волновых функций используется квазипотенциальное уравнение, парциальные нуклон-нуклонные (NN) потенциалы, описывающие данные упругого NN -рассеяния и свойства дейтрона. Данный формализм в используемых в настоящей работе обозначениях описан в наших работах [1; 2; 5; 6]. Далее приведем ту часть формализма, которая относится к описанию дейтрона.

Внутренняя часть волновой функции дейтрона в импульсном представлении имеет вид

$$|\chi\rangle = \frac{1}{q} \sum_{l=0,2} u_l(q) |l, 1; 1M_J\rangle,$$

где $u_l(q)$ радиальная часть функции с орбитальным моментом l ; $|l, 1; 1M_J\rangle$ – спин-угловая часть с проекцией полного момента M_J ; \vec{q} – импульс одного из нуклонов в системе покоя дейтрона.

При определении формфакторов используются спиральные состояния дейтрона. В этом случае для конечного состояния (направляя ось z по импульсу дейтрона в конечном состоянии) мы должны положить $M_J = \Lambda_f$, где Λ_f – спиральность конечного дейтрона, для начального состояния $M_J = -\Lambda_i$, где Λ_i – спиральность начального дейтрона. Используя обычную параметризацию матричных элементов релятивистского тока дейтрона [4], мы можем получить связь спиральных матричных элементов оператора тока $j^\mu(\vec{h})$ в используемом нами формализме с электромагнитными формфакторами:

$$j_{00}^0(Q^2) = G_C(Q^2) + \frac{4}{3} \frac{h^2}{1-h^2} G_Q(Q^2), \quad (1)$$

$$j_{+-}^0(Q^2) = G_C(Q^2) - \frac{2}{3} \frac{h^2}{1-h^2} G_Q(Q^2). \quad (2)$$

Таким образом, мы можем рассчитать зависимость зарядового формфактора от Q как

$$G_C(Q^2) = (j_{00}^0(Q^2) + 2j_{+-}^0(Q^2))/2.$$

В настоящей работе, как и в наших предыдущих работах [1; 2; 5; 6], мы используем спектаторное приближение $j^\mu(\vec{h}) \approx j_{N\bar{N}}^\mu(\vec{h})$. Здесь \vec{h} – вектор-параметр, направленный в системе отсчета Брейта в направлении виртуального фотона и связанный с Q соотношением

$$Q^2 = 4h^2 M_D^2 / (1-h^2),$$

где M_D^2 – квадрат массы дейтрона.

Расчетное выражение для этого оператора мы здесь не приводим в связи с его громоздкостью (см. приложение в работе [1]). Расчет матричных элементов (1)-(2) проводился в импульсном пространстве в сферических координатах $\vec{q}(q, \vartheta, \varphi)$. В этом случае интегрирование по углу φ может быть выполнено аналитически, расчет двойного интеграла по q, ϑ был выполнен повторным интегрированием методом квадратур Гаусса.

В результате расчетов мы получили описание зарядового формфактора дейтрона в рамках точечной формы релятивистской квантовой механики. Численное описание связанных нуклонных систем возможно в настоящий момент лишь на основе феноменологических моделей, поскольку отсутствуют достаточно для этого точные методы решения уравнений квантовой хромодинамики. Такие модели основаны на описании NN -взаимодействия соответствующим NN -потенциалом. NN -потенциал должен (по меньшей мере) описывать данные NN -рассеяния и статические свойства дейтрона. Этих данных недостаточно для однозначного определения потенциалов NN -взаимодействия. Используемые в литературе потенциалы могут давать совершенно различное описание NN -взаимодействия. Многие потенциалы включают феноменологический отталкивающий кор на малых расстояниях, не позволяющий нуклонам сближаться на расстояния менее $0,5$ Фм. Потенциалы Московского типа с запрещенными состояниями (например, полученный методом решения обратной задачи теории рассеяния [2, 6]), напротив, предполагают сильное притяжение между нуклонами на малых расстояниях. Потенциал такого типа возникает в некоторых кварковых моделях NN -взаимодействия. В наших расчетах использованы Ниймегенский (NijmII) (с отталкивающим кором) и Московский [2, 6] (с запрещенными состояниями) NN -потенциалы. В качестве исходных данных использовалась феноменологическая параметризация формфакторов нуклонов, предложенная в работе [3]. Результаты расчетов приведены на рис. 1 (для Московского потенциала) и на рис. 2 (для Ниймегенского потенциала). Наши расчеты показывают, что Московский потенциал дает хорошее описание зарядового формфактора дейтрона во всей экспериментально изученной области $Q < 8$ Фм⁻¹. Ниймегенский потенциал значительно хуже описывает поведение формфактора при $Q > 5$ Фм⁻¹, что соответствует межнуклонным расстояниям $r < 0,2$ Фм.

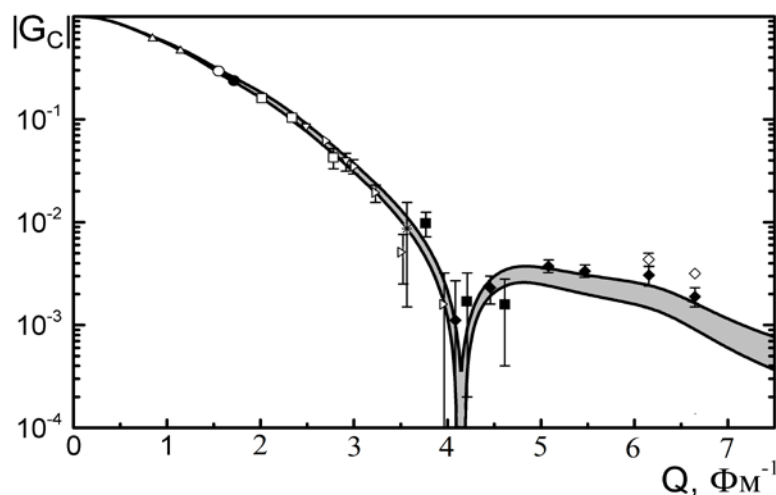


Рис. 1. Зависимость модуля зарядового формфактора $|G_C|$ дейтрона от переданного 4-импульса Q для Московского потенциала NN -взаимодействия

На результаты расчета сильно влияет зависимость формфакторов нуклонов от квадрата переданного индивидуальному нуклону 4-импульса Q_i , который несколько отличается от Q . В расчетах матричных элементов (1)-(2) эти формфакторы являются операторами, поскольку Q_i – это оператор в точечной форме релятивистской квантовой механики, зависящий от параметра \vec{h} и оператора $\vec{q}(q, \vartheta, \varphi)$ [2, 6]. Микроскопический расчет формфакторов нуклонов в настоящий момент невозможен в связи с опять же отсутствием достаточно для этого точных методов решения уравнений квантовой хромодинамики. Значения формфакторов известны лишь для дискретных значений Q_i , причем экспериментальные погрешности для измеренных

формфакторов существенны [3] для значений $Q_i > 1 \text{ Фм}^{-1}$, т.е. и для исследуемой нами кинематической области значений формфактора дейтрона. Мы приняли эти операторы в виде, предложенном в работе [3] для эмпирического описания экспериментальной зависимости формфакторов нуклонов от переданного 4-импульса. Новейшая параметризация формфакторов получена в работе [3] на основе анализа всех имеющихся на тот момент экспериментальных данных. Мы исследовали зависимость наших результатов от варьирования параметров аппроксимации формфакторов в пределах их неопределенности также согласно [3]. Таким образом, мы получили не кривые, а области возможных теоретических значений.

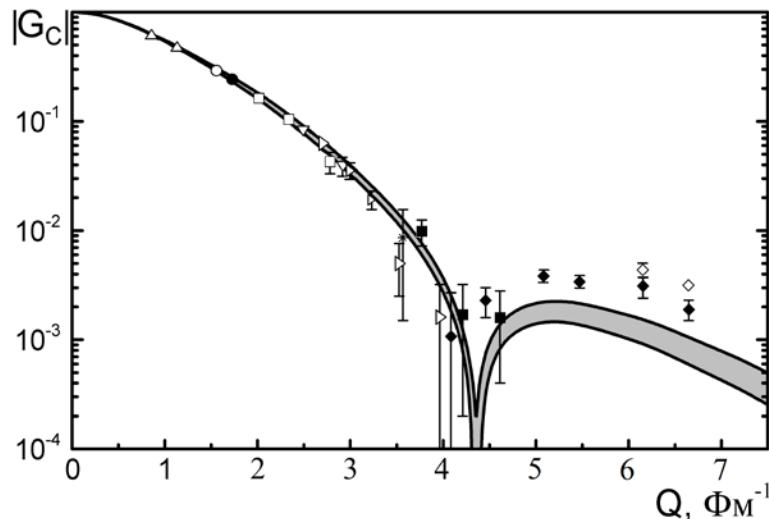


Рис. 2. Зависимость модуля зарядового формфактора $|G_C|$ дейтрона от переданного 4-импульса Q для Ниймегенского потенциала NN -взаимодействия.

В целом результаты работы являются очередным свидетельством как успешности разрабатываемого нами формализма описания электродинамики двухнуклонных систем в рамках точечной формы релятивистской квантовой механики [1; 2; 5; 6], так и полученного нами методом решения обратной задачи рассеяния NN -потенциала с запрещенными состояниями [2, 6]. Результаты нашего расчета свидетельствуют в пользу сильного притяжения между нуклонами на малых расстояниях. В дальнейшем нами планируется описание двух других формфакторов дейтрона (магнитного и квадрупольного).

ЛИТЕРАТУРА

1. Кныр, В. А. Реакция эксклюзивного электрорасщепления дейтрона в рамках точечной формы релятивистской квантовой механики / В. А. Кныр, Н. А. Хохлов. – М.: Ядерная физика. – 2007. – т. 70. – № 12. – С. 2117 - 2128.
2. Хохлов, Н. А. Электродинамика двухнуклонных систем в точечной форме релятивистской квантовой механики / Н. А. Хохлов. – Хабаровск: Изд-во ТОГУ, 2011. – 182 с.
3. Bradford, R. New parameterization of the nucleon elastic form factors / R. Bradford, A. Bodek, H. Budd, A. J. Arrington. – Nucl. Phys. Proc. Suppl. 159, 2006. – P. 127-132.
4. Garcon, M. The Deuteron: structure and Form Factors / M. Garcon, J. W. Van Orden Adv. – Nucl. Phys. 26, 2001. – P. 293-373.
5. Khokhlov, N. A. Reconstruction of the optical potential from scattering data / N. A. Khokhlov, V. A. Knyr. – Phys. Rev. C 73, 024004, 2006. – P. 1-11.
6. Khokhlov, N. A. Nucleon-nucleon wave function with short-range nodes and high-energy deuteron photodisintegration / N. A. Khokhlov, V. A. Knyr, V. G. Neudatchin. – Phys. Rev. C 75, 064001, 2007. – P. 1-15.

Прокудин А. Н.
A. N. Prokudin

ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ЛИСТОВОЙ ГИБКИ

NUMERICAL SIMULATION OF METAL SHEET BENDING TECHNOLOGY

Прокудин Александр Николаевич – научный сотрудник Института машиноведения и металлургии ДВО РАН (Россия, Комсомольск-на-Амуре). E-mail: prokudin@imim.ru.

Mr. Alexander N. Prokudin – Research Fellow, Institute of Machine Science and Metallurgy, the Far Eastern Branch of the Russian Academy of Sciences (Russia, Komsomolsk-on-Amur); + 7 (4217) 549539. E-mail: prokudin@imim.ru.

Аннотация. В работе изложены результаты численного анализа напряженно-деформированного состояния листа металла при деформировании на листогибочном станке. Математическая модель основана на уравнениях Прандтля-Рейса, а численное решение найдено с помощью метода конечных элементов. Проведен анализ полученных результатов и получены зависимости угла пружинения листа от предельной нагрузки.

Summary. This paper offers the results of numerical analysis of the deflected mode of a metal sheet under deformation on a sheet-bending machine. The mathematical model is based on the Prandtl-Reuss equations, and the numerical solution is parsed by the finite element method. The obtained results are analyzed and the dependence of springing angles upon the critical load is calculated.

Ключевые слова: уравнения Прандтля-Рейса, листовая гибка, метод конечных элементов.

Key words: Prandtl-Reuss equations, metal sheet bending, finite element method.

УДК 539.3

Введение

Гибка наряду с вытяжкой, обжимом, отбортовкой относится к формоизменяющим операциям штамповки. Процессы гибки имеют большое значение в авиа- и кораблестроении. С помощью гибки изготавливаются детали разнообразных геометрических размеров: от скоб и кронштейнов до листов обшивки самолета. Для изготовления деталей гибкой используются гибочные станки, гидравлические прессы, универсальные листогибочные прессы и т.д.

Рассмотрим частный случай – гибку листового металла [1]. Основные детали листогибочного станка схематично изображены на рис. 1. Листогибочный станок состоит из верхнего стола 1 и нижнего стола 2. Заготовка 3 кладется на нижний стол станка 2 и прижимается к нему линейкой 4, ширина отгибаемого участка заготовки определяется упором 5. После этого с помощью рукояток поворачивают гибочную балку (фартук) 6 до изгиба заготовки на требуемый угол. Заменой линейки 4 можно обеспечить другой радиус загиба заготовки.

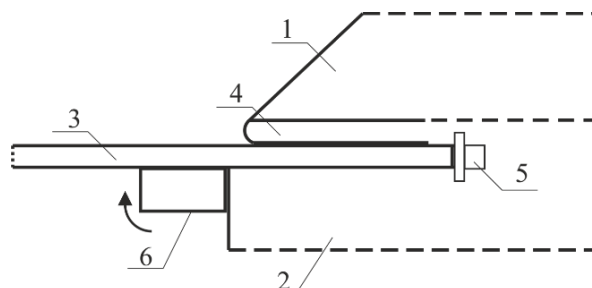


Рис. 1. Схема листогибочного станка

Математическая модель

Металл представляет собой изотропную однородную упругопластическую среду. Считаем, что механическое поведение металла подчиняется модели Прандтля-Рейса [2]. Силами инерции пренебрегаем. Все определяющие соотношения записываем в декартовой системе координат.

Полные деформации ε_{ij} в металле являются малыми и состоят из обратимых ε_{ij}^e и необратимых деформаций ε_{ij}^p :

$$\varepsilon_{ij} = \varepsilon_{ij}^e + \varepsilon_{ij}^p. \quad (1)$$

Изменение объема среды $d\theta$ происходит только за счет упругих деформаций и связано с приростом гидростатического давления $d\sigma$ следующим образом:

$$d\sigma = 3Kd\theta, \quad d\theta = d\varepsilon_{ii}^e, \quad (2)$$

где K – модуль объемного сжатия.

Металл пластически несжимаем:

$$d\varepsilon_{ii}^p = 0. \quad (3)$$

Приращения $d\varepsilon_{ij}$ компонент тензора деформации также состоят из приращений упругих $d\varepsilon_{ij}^e$ и пластических деформаций $d\varepsilon_{ij}^p$:

$$d\varepsilon_{ij} = d\varepsilon_{ij}^e + d\varepsilon_{ij}^p. \quad (4)$$

Приращение упругих деформаций определяется с помощью закона Гука:

$$d\varepsilon_{ij}^e = \frac{1}{2\mu} \left(ds_{ij} + \frac{2\mu}{3K} d\sigma \right), \quad (5)$$

где ds_{ij} – приращения девиатора напряжений; μ – модуль сдвига.

Пластические составляющие приращений деформации определяются девиатором напряжений по ассоциированному закону пластического течения:

$$d\varepsilon_{ij}^p = d\lambda \cdot s_{ij}, \quad (6)$$

где $d\lambda$ – малый скалярный множитель.

Перепишем соотношение (4) с учетом (5) и (6):

$$d\varepsilon_{ij} = \frac{1}{2\mu} \left(ds_{ij} + \frac{2\mu}{3K} d\sigma \right) + d\lambda \cdot s_{ij}. \quad (7)$$

Используется условие пластичности Мизеса. Уравнение поверхности текучести имеет вид

$$f = (\sigma_{11} - \sigma_{22})^2 + (\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + (\sigma_{33} - \sigma_{11})^2 + 6(\sigma_{12}^2 + \sigma_{23}^2 + \sigma_{31}^2) - 2\sigma_\tau^2, \quad (8)$$

где σ_τ – скалярная функция.

Предполагаем, что в ходе пластического течения металл изотропно упрочняется, тогда уравнение (8) перепишется в следующем виде:

$$f = (\sigma_{11} - \sigma_{22})^2 + (\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + (\sigma_{33} - \sigma_{11})^2 + 6(\sigma_{12}^2 + \sigma_{23}^2 + \sigma_{31}^2) - 2\sigma_y^2(\varepsilon_{ij}^p), \quad (9)$$

где σ_y – монотонно возрастающая скалярная функция пластических деформаций.

Функция $d\lambda$, входящая в (6) и (7), определяется следующим образом:

$$d\lambda = \frac{dA_p}{2\sigma_\tau^2}, \quad (10)$$

где dA_p – приращение работы пластической деформации [2].

Упругопластическая среда также подчиняется уравнениям равновесия и кинематическим соотношениям:

$$\sigma_{ij,j} + \rho F_i = 0, \quad (11)$$

$$\varepsilon_{ij} = \frac{1}{2} \left(\frac{\partial u_i}{\partial x_j} + \frac{\partial u_j}{\partial x_i} \right). \quad (12)$$

Перейдем к формулировке граничных условий.

Очевидно, можно считать, что лист металла находится в условиях плоской деформации и три компоненты тензора деформаций наряду с их приращениями равны нулю:

$$u_3 = 0; \quad \varepsilon_{13} = \varepsilon_{23} = \varepsilon_{33} = 0; \quad d\varepsilon_{13} = d\varepsilon_{23} = d\varepsilon_{33} = 0.$$

Запись уравнений (1) – (12) для плоской деформации не составляет труда.

На рис. 2 для удобства изображена схема обозначения граничных поверхностей. Область Ω_1 – лист металла, область Ω_2 – пуансон.

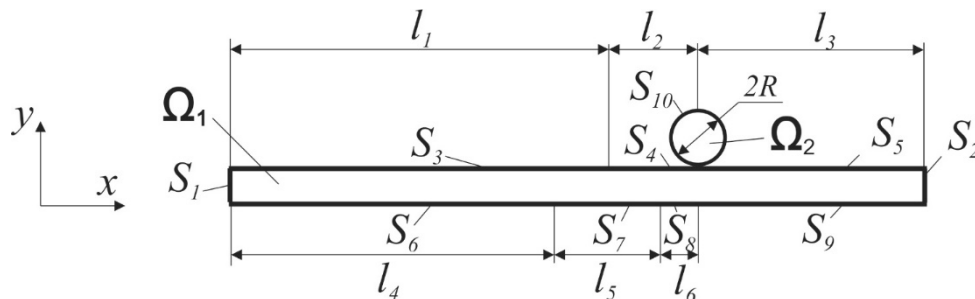


Рис. 2. Схема постановки граничных условий

На поверхностях S_2, S_5, S_9 , вообще говоря, происходит контакт части заготовки с упором, верхним и нижним столами, которые ограничивают движение заготовки. Для простоты на S_2, S_5 поставим граничные условия по перемещению (жесткое закрепление):

$$u_1|_{S_2, S_5} = u_2|_{S_2, S_5} = 0.$$

Поверхности S_1, S_3, S_6, S_8, S_9 свободны от действия нагрузок:

$$\sigma_{11}|_{S_3, S_6, S_8, S_9} = \sigma_{21}|_{S_3, S_6, S_8, S_9} = 0, \quad \sigma_{22}|_{S_1} = \sigma_{12}|_{S_1} = 0.$$

На поверхности S_7 осуществляется контакт заготовки с поворотной балкой, при этом зона контакта непрерывно меняется вследствие движения балки. Тем не менее для простоты на S_7 будем задавать нагрузку:

$$\sigma_{11}|_{S_7} = f(t),$$

где $f(t)$ сначала равномерно возрастает от нуля до некоторого максимального значения P_{\max} , затем равномерно убывает с той же скоростью до нуля (см. рис. 3).

Пуансон Ω_2 считаем жестко закрепленным:

$$u_1|_{\Omega_2} = u_2|_{\Omega_2} = 0.$$

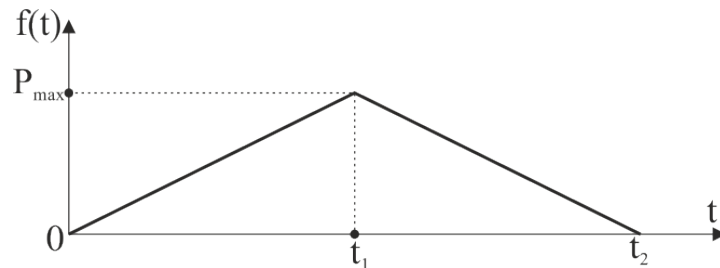


Рис. 3. График функции нагрузки $f(t)$

Наибольший интерес представляет задание условий на поверхностях S_4 и S_{10} , где происходит контакт листа металла и штампа, поскольку геометрические размеры области S_4 заранее неизвестны (также как и S_3). Будем считать, что поверхности S_4 и S_{10} взаимно непроницаемы, а трение между ними отсутствует. Запишем соответствующие условия. Предположим, на шаге t поверхность S_4 определяется некоторым уравнением $\phi(x, y) = 0$ (см. рис. 4).

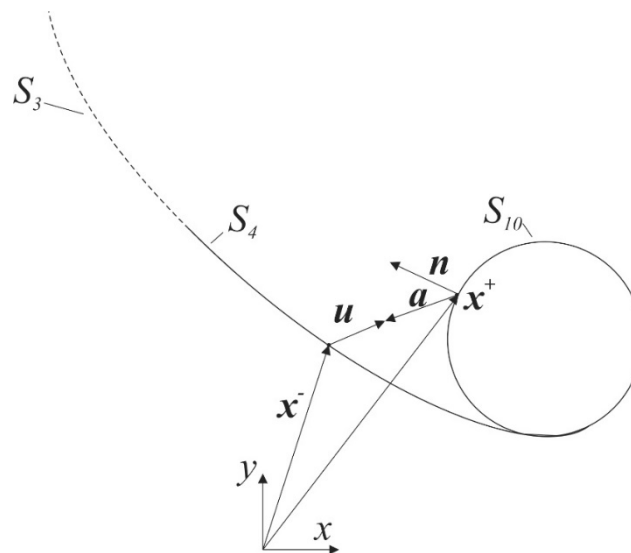


Рис. 4. Кинематика в зоне контакта

Рассмотрим некоторую точку с радиус-вектором $x \in S_4$, к которой приложен вектор перемещения $u(x^-)$. Точке $x^- \in S_4$ соответствует точка $x^+ \in S_4$ (первая точка пересечения луча, выходящего из x^- в направлении вектора $u(x^-) \in S_4$, и поверхности S_{10}). Вектор внешней нормали в точке $x^+ \in S_4$ обозначим, как $n(x^+)$. Также введем обозначение $a(x^+) = a(x^+ - (x^- + u(x^-)))$.

Тогда для выполнения непроницаемости поверхностей S_4 и S_{10} вектор перемещения в каждой точке S_4 должен удовлетворять условию

$$a(x^+) \cdot n(x^+) \geq 0,$$

где точка означает скалярное произведение векторов.

При этом в зависимости от значения скалярного произведения возможны два варианта:

- 1) если $a(x^+) \cdot n(x^+) > 0$, то $\sigma_n(x^-) = 0$, $\sigma_\tau(x^-) = 0$;
- 2) если $a(x^+) \cdot n(x^+) = 0$, то $\sigma_n(x^-) \cdot n(x^+) < 0$, $\sigma_\tau(x^-) = 0$,

где $\sigma_n(x^-)$ и $\sigma_\tau(x^-)$ соответственно нормальное и касательное напряжения в точке x^- поверхности S_4 на площадке, перпендикулярной к нормали.

Результаты численных расчетов

Максимальная нагрузка P_{\max} принимала значения 10; 12,5; 15; 17,5; 20 МПа (расчеты проводились отдельно для каждого возможного значения P_{\max} из списка). Геометрические параметры принимали следующие значения:

- Общая длина листа $l = 0,25$ м;
- Толщина листа 5 мм;
- Радиус пуансона R 5; 5,5; 6; 6,5; 7; 7,5; 8; 8,5; 9; 9,5; 10 мм;
- Длина закрепленной части листа $l_3 = 0,06$ м;
- Длина области приложения нагрузки $l_5 = 0,02$ м;
- Расстояние по оси x от области приложения нагрузки до центра пуансона $l_6 = 3,5R$;
- Ориентировочная длина области контакта $l_2 = 5R$.

Физико-механические параметры:

- 1) Изотропное упрочнение идеализировалось билинейной моделью (см. рис. 5).
- 2) Предполагалось, что лист изготовлен из стали со следующими параметрами:
 - Плотность $\rho = 7750$ кг/м³;
 - Модуль Юнга $E = 1,93 \cdot 10^{11}$ Па;
 - Коэффициент Пуассона $\mu = 0,31$;
 - Предел текучести $\sigma_\tau = 2,1 \cdot 10^8$ Па;
 - Тангенциальный модуль упругости $E_\tau = 1,8 \cdot 10^9$ Па.

Для решения используется метод конечных элементов. Расчетная сетка строится из четырехугольных элементов с дополнительными узлами в середине каждой стороны. Локальное уточнение сетки производится в окрестности поверхностей контакта и приложения нагрузки. В штампе также строится сетка, однако принципиальное значение имеют лишь элементы, расположенные на границе штампа (они используются для расчета контакта), именно там производится измельчение. Примерное число элементов в расчетной сетке составило 12 000, а узлов – 38 000. Эти числа незначительно изменялись в зависимости от значений геометрических параметров. Часть сетки приведена на рис. 5.

Процесс разбивается на 21 временной шаг, при этом максимальное значение нагрузки достигается на 12-м шаге.

Вначале рассмотрим характерные особенности напряженно-деформированного состояния листа металла в ходе процесса гибки. Возьмем для примера следующие значения геометрических параметров: толщина листа – 5 мм, радиус пуансона – 6,25 мм, предельная нагрузка – 20 МПа.

На шаге времени $\tau = 1$ с прикладываемой нагрузки недостаточно для выхода напряжений на поверхность текучести, поэтому металл во всем листе ведет себя как упругое тело. В окрестности пуансона нижние слои листа растягиваются. Максимальное по модулю значение напряжений σ_{xx} достигается в точке касания листа и пуансона.

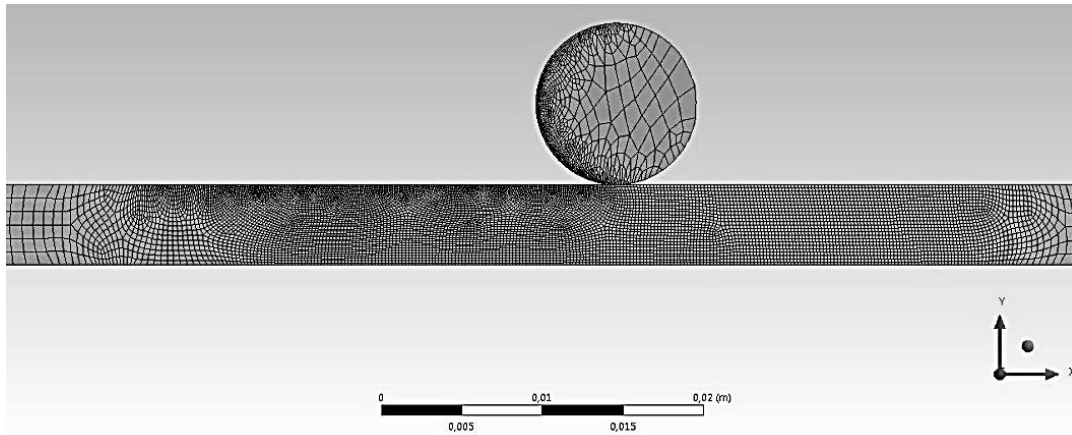


Рис. 5. Часть конечно-элементной сетки

Пластическое течение зарождается на шаге времени $\tau = 2$ с. Максимальное значение интенсивности напряжений также достигается в точке касания листа и пуансона. В окрестности этой точки появляются необратимые деформации. Дальнейшее увеличение нагрузки приводит к распространению области пластического течения вглубь листа к срединной линии, а также в направлении оси x . Вторая область пластических деформаций возникает в нижних слоях листа и увеличивается схожим образом. Размеры второй области несколько больше первой, а пластические деформации – меньше. К шагу времени $\tau = 7$ с обе области сливаются. Контакт листа и пуансона приводит к формированию внутренней цилиндрической поверхности требуемого радиуса. Напряжения возникают практически по всей толще листа.

Максимальное значение нагрузки достигается на шаге времени $\tau = 12$ с. Если сравнить результаты на этом шаге (см. рис. 6, 7) и на ранее рассмотренном, то можно заметить, что существенных качественных изменений картины деформирования не произошло. Единственно следует отметить незначительное отставание листа (см. рис. 7). Изменения носят в основном количественный характер: увеличились угол загиба, область пластического течения.

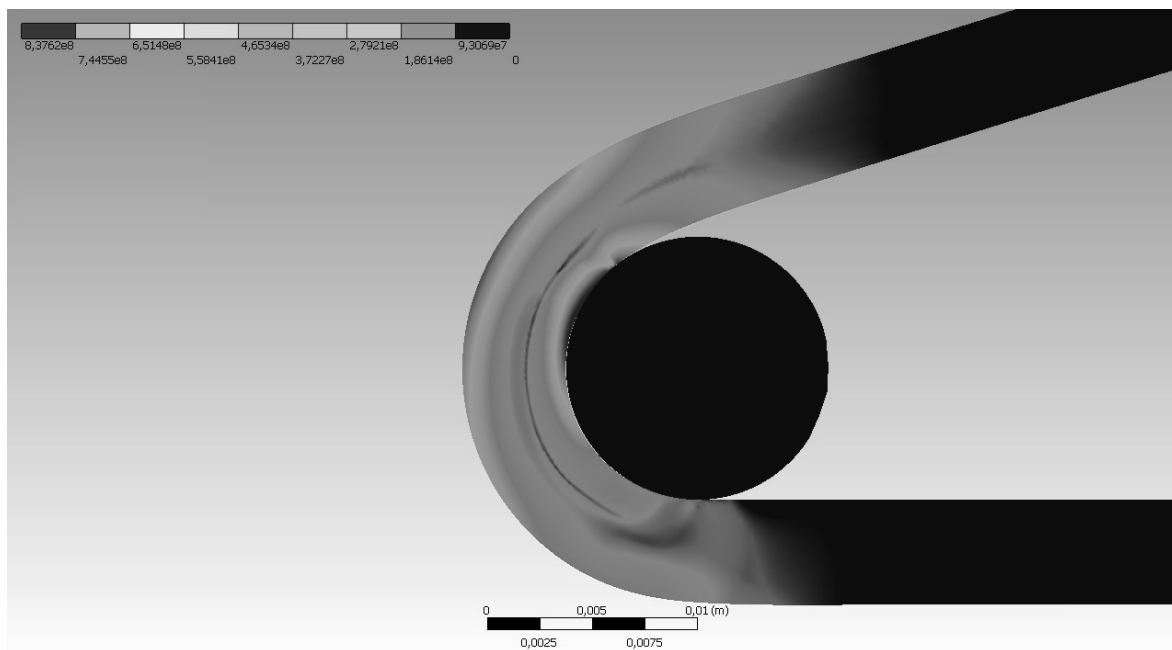


Рис. 6. Интенсивность напряжений σ_{xx} , МПа, при $\tau = 12$ с

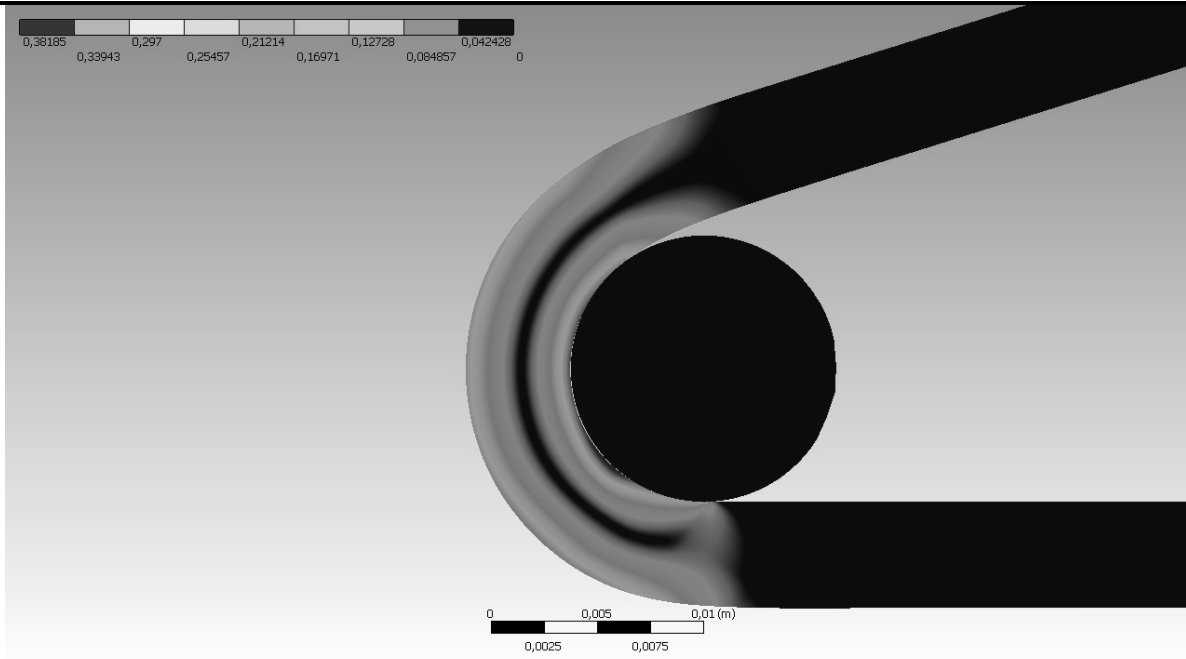


Рис. 7. Интенсивность пластических деформаций ϵ_u^p при $\tau = 12$ с

После шага времени $\tau = 12$ с начинается процесс разгрузки. Результаты расчетов показали, что разгрузка сопровождается значительным перераспределением напряжений в листе, в результате чего к завершению процесса остаточные напряжения локализуются во внутренних слоях листа в окрестности пуансона. Значения остаточных напряжений (см. рис. 8) главным образом не превышают 200 МПа, максимум имеет место в точке контакта листа и пуансона. Пластические деформации к концу процесса достигают 0,4.

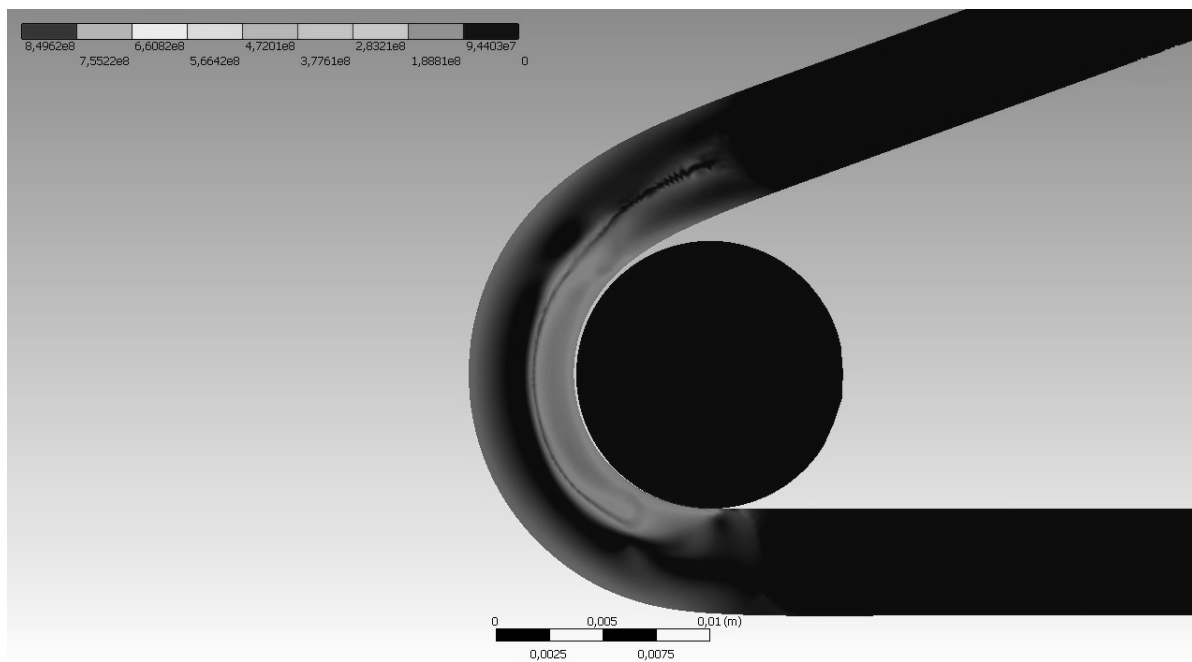


Рис. 8. Интенсивность напряжений σ_u , МПа, при $\tau = 21$ с

Другой важнейшей особенностью процесса разгрузки является упругий отклик листа, в результате которого изменяется угол загиба, а также происходит отставание внутренней

поверхности от пуансона. При максимальном значении нагрузки на шаге $\tau = 12$ с угол загиба составляет $17,8^\circ$, а после полного снятия нагрузки – 20° . Распределение пластических деформаций в ходе разгрузки практически не изменилось по сравнению с максимумом нагрузки (см. рис. 7), отсюда можно сделать вывод, что разгрузка не сопровождалась повторным зарождением пластического течения.

Проанализируем изменение угла загиба после разгрузки при различных значениях предельной нагрузки. Углом загиба считаем угол, образованный прямыми, проходящими через недеформированные срединные линии двух частей листа. Толщина листа и радиус пуансона, как и прежде, составляют 5 мм и 6,25 мм соответственно. Результаты обобщены на рис. 9. Видим, что увеличение нагрузки приводит к увеличению угла упругого отклика листа. При нагрузке в 20 МПа угол отклика составляет примерно 2° .

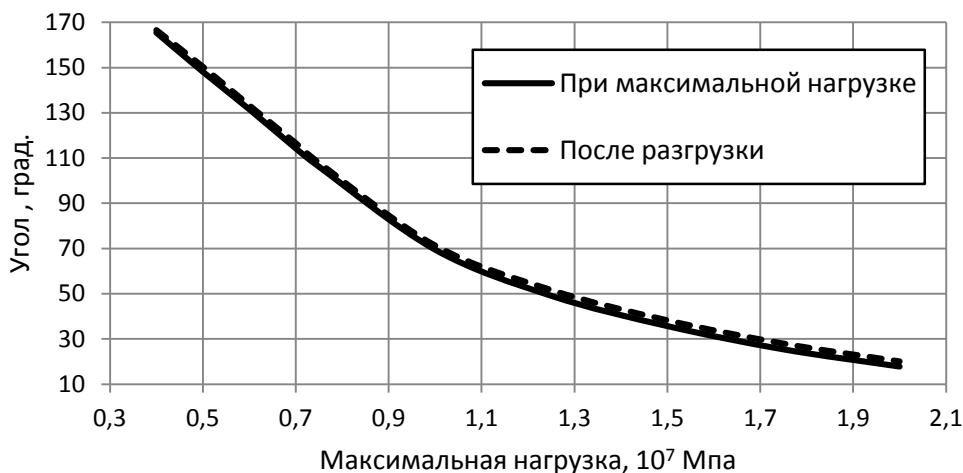


Рис. 9. Изменение угла загиба после разгрузки

Также значительный интерес представляет утонение листа металла в ходе деформирования. На рис. 10 изображен график изменения толщины листа в зависимости от максимальной нагрузки. Конечная толщина анализируется в самом тонком месте листа. Видим, что при максимальной нагрузке в 20 МПа толщина листа уменьшается максимум на $\approx 3\%$.

Далее проанализируем зависимость конечного угла загиба от радиуса пуансона. При этом максимальная нагрузка составляет 10 МПа. Результаты расчетов изображены на рис. 11. Видим, что зависимость практически линейна.

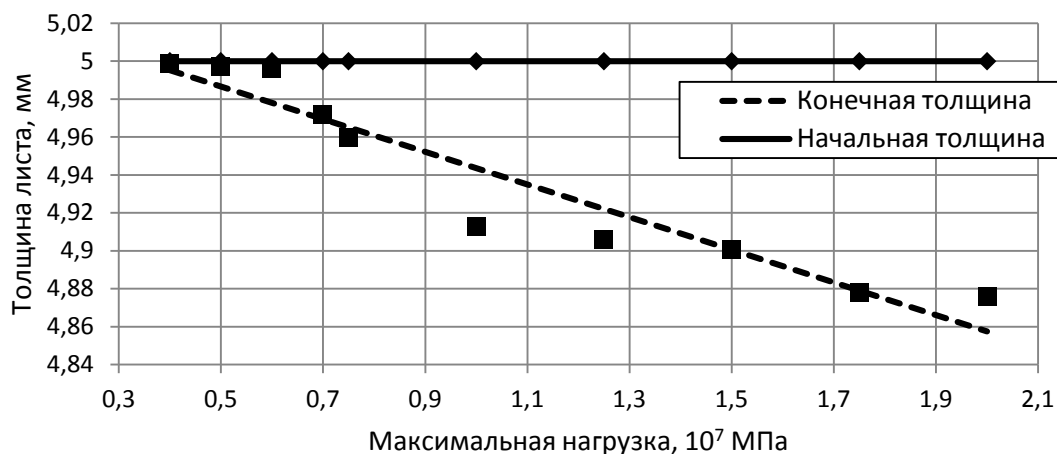


Рис. 10. Изменение толщины листа

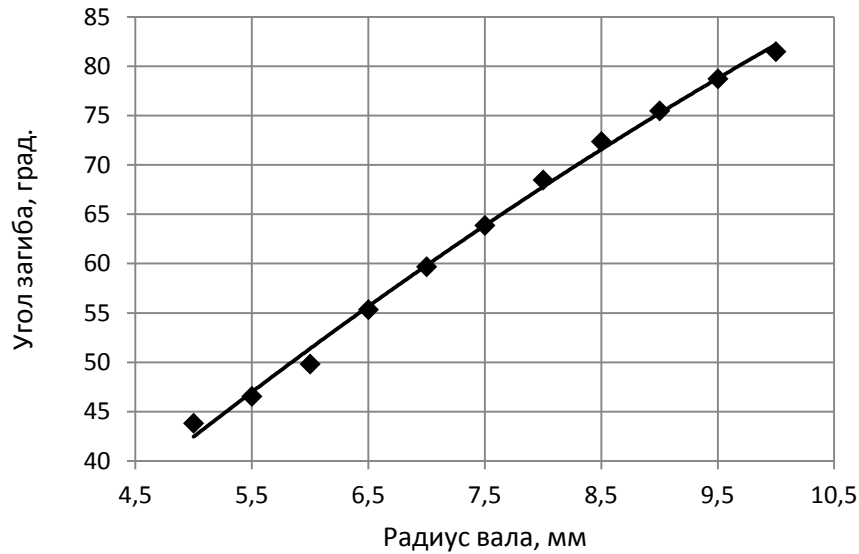


Рис. 11. Зависимость угла загиба от радиуса пуансона

Выводы

Ранее процесс листовой гибки изучался Н. Н. Малининым [3], Н. И. Безуховым [4], А. А. Ильюшиным [5], А. Надаи [6] и др. Вышеперечисленные работы отличаются использованием ряда упрощающих предположений, в частности гипотезы плоских нормалей. В настоящей работе получены результаты численного исследования технологии холодной гибки для более сложной математической модели, учитывающей контакт заготовки и пуансона.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта ДВО РАН № 14-III-B-03-049 «Разработка численного алгоритма расчета конечных упругопластических деформаций в изотермическом случае».

ЛИТЕРАТУРА

1. Грошиков, А. И. Заготовительно-штамповочные работы в самолетостроении / А. И. Грошиков, В. А. Малафеев. – М.: Машиностроение, 1976. – 440 с.
2. Качанов, Л. М. Основы теории пластичности / Л. М. Качанов. – М.: Наука, 1969. – 420 с.
3. Малинин, Н. Н. Прикладная теория пластичности и ползучести / Н. Н. Малинин. – М.: Машиностроение, 1975. – 399 с.
4. Безухов, Н. И. Теория упругости, пластичности и ползучести / Н. И. Безухов. – М.: Высш. шк., 1961. – 536 с.
5. Ильюшин, А. А. Пластичность. В 2 ч. Ч. 1. Упруго-пластические деформации / А. А. Ильюшин. – М.-Л.: ГТИ, 1948. – 346 с.
6. Надаи, А. Пластичность и разрушение твердых тел / А. Надаи. – М.: Изд-во иностр. лит., 1954. – 647 с.



Ким В. А., Отряскина Т. А., Сарилов М. Ю.
V. A. Kim, T. A. Otryaskina, M. Yu. Sarilov

**МЕЗОМЕХАНИКА ПРОЦЕССА СТРУЖКООБРАЗОВАНИЯ
ПРИ ОБРАБОТКЕ МЕТАЛЛОВ РЕЗАНИЕМ**

**MESOMECHANICS OF THE CHIP FORMATION PROCESS DURING
METAL CUTTING**

Ким Владимир Алексеевич – доктор технических наук, профессор, заведующий кафедрой «Технология новых материалов» Комсомольского-на-Амуре государственного технического университета (Россия, Комсомольск-на-Амуре). E-mail: sinerg@mail.ru.

Mr. Vladimir A. Kim – Doctor of Engineering, Professor, Head of the Department of Materials Technology and New Materials Technology, Komsomolsk-on-Amur State Technical University (Russia, Komsomolsk-on-Amur). E-mail sinerg@mail.ru.

Отряскина Татьяна Александровна – кандидат технических наук, старший преподаватель кафедры «Машины и аппараты химических производств» Комсомольского-на-Амуре государственного технического университета (Россия, Комсомольск-на-Амуре). E-mail: knastu2000@mail.ru.

Ms. Tatiana A. Otryaskina – PhD of Engineering, Senior Lecturer, Department of Chemical Production Machinery and Equipment, Komsomolsk-on-Amur State Technical University (Russia, Komsomolsk-on-Amur). E-mail: knastu2000@mail.ru.

Сарилов Михаил Юрьевич – доктор технических наук, профессор, заведующий кафедрой «Машины и аппараты химических производств» Комсомольского-на-Амуре государственного технического университета (Россия, Комсомольск-на-Амуре). E-mail: sarilov@knastu.ru.

Mr. Mikhail Y. Sarilov – Doctor of Engineering, Professor, Head of Department of Chemical Production Machinery and Equipment, Komsomolsk-on-Amur State Technical University (Russia, Komsomolsk-on-Amur). E-mail: sarilov@knastu.ru.

Аннотация. Обработка металлических материалов резанием представляет собой высокоскоростной деформационный процесс разрушения. В данной работе процесс стружкообразования рассматривается с позиций физической мезомеханики. Показано, что ключевую роль в этом процессе играет развитие фрагментированных элементов стружки, динамика развития и форма организации которой представляет собой диссипативный самоорганизованный процесс. В процессе резания воздействие на все диссипативные каналы за счет внешних факторов позволяет открыть новые резервы повышения производительности и качества обработанной поверхности.

Summary. Metal cutting is a high-speed deformation&destruction process. In the paper we consider chip formation from the standpoint of physical mesomechanics. We demonstrate that the key role in this process plays the development of fragmented elements of chips, the dynamics and form of organization of which is a dissipative self-organized process. Impact on all dissipative channels, during the cutting process, due to external factors, allows you to discover new reserves for the increase of performance and of the quality of surface being machined.

Ключевые слова: режущий клин, границы зерен, пластическая деформация, концентратор напряжения, мезомеханика, кластеры.

Key words: wedge, grain boundaries, plastic deformation, stress-raiser, mesomechanics, clusters.

УДК 621.9.026

Введение

Резание материалов, несмотря на его высокую трудоемкость и себестоимость, остается универсальным и востребованным методом механической обработки. Развитие и совершенствование прогрессивных способов производства изделий машиностроения, таких как порошковая металлургия, литье под давлением, сварка и другие, не привели к существенному снижению объема обработки резанием, доля которой в общей стоимости готового изделия стабильно удерживается на уровне 40...60 %.

Деформационные процессы стружкообразования традиционно рассматриваются с дислокационной точки зрения [5]. Развитие физической мезомеханики, рассматривающей деформацию твердого тела как многоуровневый процесс, расширяет представления о стружкообразовании и раскрывает его новые закономерности. В данной работе сделана попытка описания процесса стружкообразования с позиций физической мезомеханики.

Основные зоны пластической деформации при резании металлов

Резание, или лезвийная обработка, представляет собой локализованный процесс разрушения материала путем механического воздействия асимметричного режущего клина, углубленного на величину срезаемого слоя и перемещающегося относительно обрабатываемой поверхности со скоростью от 0,2 до 2,5 м/с в зависимости от механических свойств обрабатываемого материала. Резание металлов объединяет два процесса: стружкообразование и фрикционное взаимодействие срезаемого слоя и обработанной поверхности с режущим клином инструмента. Стружкообразование в своей основе является высокоскоростным деформационным процессом, вызывающим развитие в срезаемом слое таких динамических полей напряжений, деформаций и температуры, при которых структурные изменения и образование концентраторов напряжений идут не по алгоритму смены носителя пластической деформации, как при сверхпластичности, а по пути развития разрушения.

Область первичных пластических деформаций срезаемого слоя традиционно представляют в виде несколько зон (рис. 1) [1]. Зона I, примыкающая к плоскости резания, испытывает сжимающие напряжения и подвержена преимущественно одноосному сжатию. При прохождении через эту область в срезаемом слое происходит генерация носителей пластической деформации микромасштабного уровня и зернограничное скольжение, связанные с изменением формы кристаллитов исходного состояния обрабатываемого материала. По мере продвижения срезаемого слоя через зону I развитость границ зерен возрастает в результате выхода дислокаций на границы, приводя к понижению активности зернограничного смещения. Срезаемый слой подходит к зоне сдвига, имея структуру фрагментированных элементов, состоящих из измельченных зерен, объединенных в кластеры с малоактивными межзеренными границами и подвижными внешними границами раздела. Активность границ раздела определяется плотностью и соотношением когерентных и некогерентных зон, стыкующих соседние зерна или кластеры между собой.

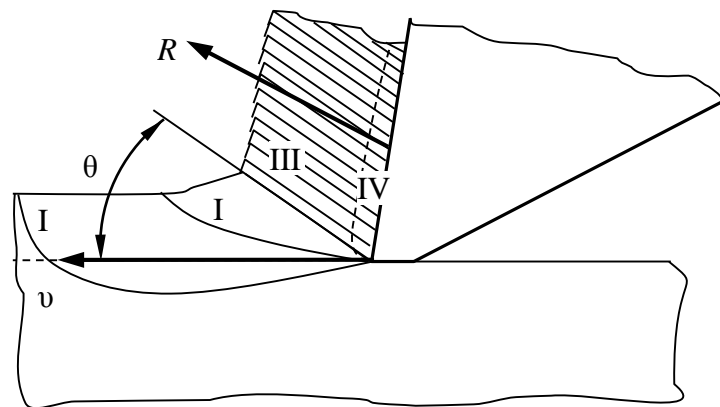


Рис. 1. Схема резания с указанием основных зон стружкообразования

В зоне II (см. рис. 1) протекают процессы сдвига, заключающиеся в усилении фрагментации, смещении фрагментированных элементов относительно друг друга, разрыве атомных связей по границам фрагментированных элементов и их частичном восстановлении. По мере прохождения срезаемого материала через зону II активность сдвиговых процессов возрастает, достигая максимума на верхней границе, а затем быстро падает. В зоне II происходит наиболее активное тепловыделение и функционирование основных диссипативных каналов.

Зона III (см. рис. 1) представляет собой сформированную стружку, состоящую из фрагментированных элементов, которые подвергаются дополнительной пластической деформации за счет сжимающих напряжений, вызванных давлением набегающего срезаемого материала, и трения стружки о переднюю поверхность режущего клина. Процессы, происходящие в зоне трения, определяют силовые и тепловые нагрузки контактного взаимодействия стружки с передней поверхностью инструмента и интенсивность его изнашивания.

Контактное взаимодействие срезаемого слоя с режущим инструментом локализуется в зоне IV (см. рис. 1), представляющей собой фрикционный процесс между фрагментированными элементами стружки и передней поверхностью режущего клина. Высокие контактные напряжения и температура приводят к образованию адгезионных связей между стружкой и инструментом. Активность адгезионных процессов распределена вдоль передней поверхности неравномерно, принимая максимальное значение вблизи режущей кромки, а область функционирования адгезионных процессов определяет длину контакта [4; 5].

Процесс стружкообразования как объект физической мезомеханики

Стружкообразование представляет собой высокоскоростной деформационный процесс, протекающий в неравновесных условиях, который, с точки зрения физической мезомеханики, должен приводить к развитию фрагментированных структур с высокой степенью развитости границ раздела [3]. Фрагментация срезаемого слоя начинается в зоне первичной пластической деформации.

На рис. 2 приведена микроструктура начала сдвиговых процессов. Текстурирование и разбивка зерен происходят в относительно узкой области, в которой формируются фрагментированные элементы. В начальной стадии образования фрагментированных кластеров еще просматривается их внутренняя зеренная организация, но по мере дальнейшей деформации зерна дробятся до ультрадисперсного состояния, что не выявляется оптической металлографией.

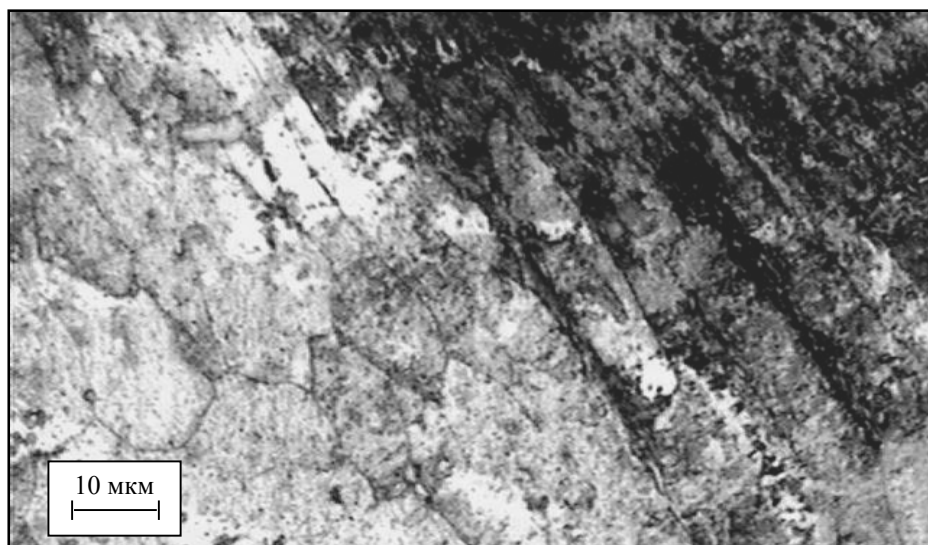


Рис. 2. Фрагментация срезаемого слоя вблизи верхней границы зоны первичной пластической деформации. Обработываемый материал – сталь 20 ($\times 1000$)

Дальнейшая фрагментация происходит в зоне сдвига по плоскостям скалывания, вдоль которых происходит сдвиговое смещение предварительно деформированного и упрочненного материала. Срезаемый слой подходит к зоне сдвига в таком структурном состоянии, при котором отсутствует запас пластичности, и сдвиг происходит скачкообразно, вызывая одновременный разрыв атомарных связей по всей плоскости сдвига, при этом сама плоскость сдвига принимает сложную форму, а фрагменты сдвига – форму тонких пластин (рис. 3). Учитывая, что этот процесс протекает за короткий период времени, порядка $10^{-4} \dots 10^{-5}$ с, его в теории резания металлов называют скалыванием. На подобный механизм пластической деформации указывает количественная величина смещения вдоль плоскостей сдвига (скалывания), достигающая величин, превосходящих параметр кристаллической решетки на десятки порядков, что невозможно при простом деформационном сдвиге. Плотность фрагментированных элементов принимает различное значение по сечению стружки, при этом наблюдается корреляция между степенью деформации и плотностью фрагментированных элементов.

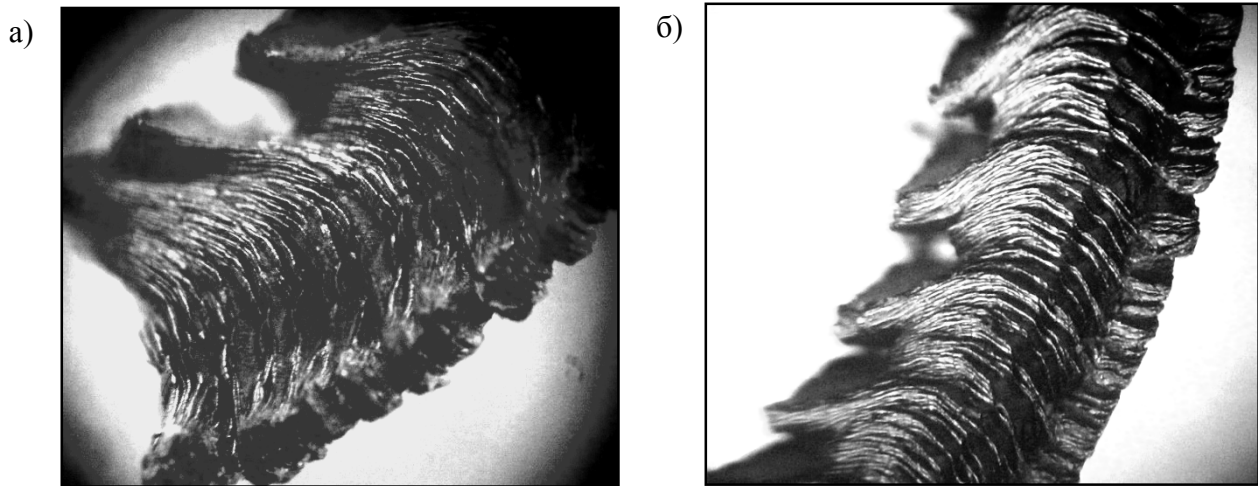


Рис. 3. Элементы фрагментации сливой стружки при резании ($\times 20$):
а – стали 45; б – стали У10 (смещение в поперечном направлении)

Выделяющееся тепло способствует частичному восстановлению отдельных связей, поэтому граница между фрагментами сдвига носит характер чередующихся мостиков или зон с высокой и низкой кристаллографической когерентностью относительно кристаллической решетки фрагментов, сохраняя при этом достаточно высокую подвижность. При резании некоторых сталей и сплавов границы между фрагментированными элементами стружки не восстанавливаются и формируется стружка скалывания.

Фрагментированные элементы сдвига по мере продвижения по передней поверхности инструмента испытывают высокое давление сжатия за счет набегающей стружки, поэтому некоторые из них выталкиваются из общей пачки и смещаются друг относительно друга в различных поперечных направлениях. Преимущественными направлениями смещения фрагментированных элементов являются нормаль к передней поверхности инструмента и нормаль к вспомогательной режущей кромке.

Смещения в поперечных направлениях носят циклический характер, образуя на наружной и боковой поверхности стружки мезо- и макрорельеф периодичной формы (см. рис. 3). Самоорганизация этого процесса проявляется в образовании чередующихся комбинаций фрагментированных пластин, внутри которых проявляется высокая степень упорядоченности. В состав упорядоченной комбинации входят фрагменты, смещенные перпендикулярно вспомогательной режущей кромке, повторяющиеся через определенный шаг. Циклический вид поперечного смещения указывает на волновой характер функционирования

сжимающих напряжений или циклический характер перемещения набегающей стружки. Источником такого волнового процесса является сама зона сдвига, которая вначале накапливает определенную упругую энергию, а потом сбрасывает ее в момент разрыва атомарных связей в плоскости сдвига. На рис. 4 наглядно видны упорядоченные комбинации, объединяющие пластинчатые фрагментированные элементы.

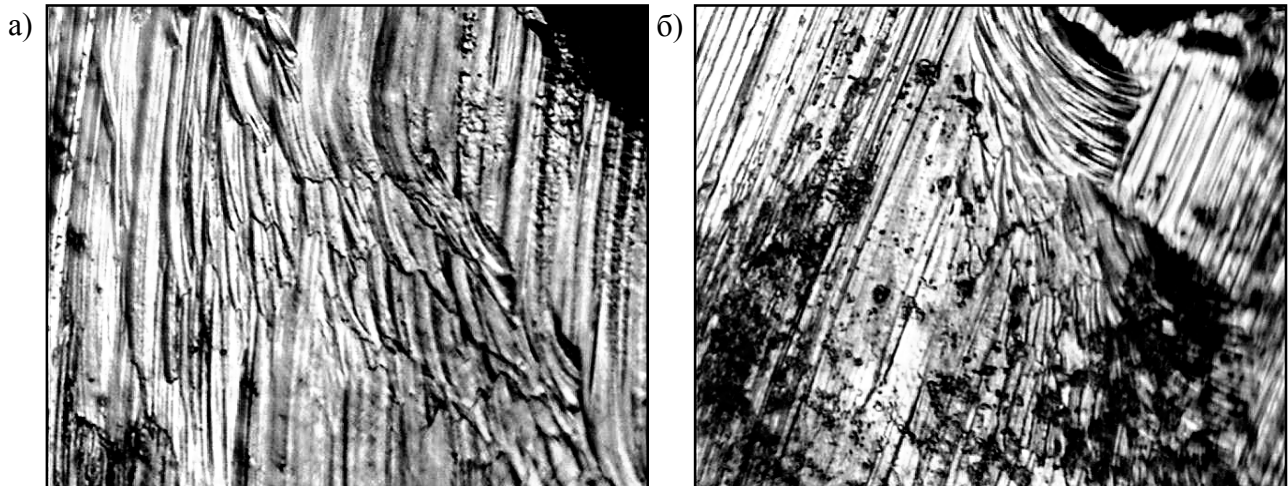


Рис. 4. Фрагментированные элементы на внутренней поверхности стальной стружки ($\times 400$)

В отдельных зонах смещения фрагментированных элементов могут происходить в направлении к внутренней поверхности стружки, тогда на ее поверхности образуются «островки» с ориентацией фрагментов, не совпадающих с направлением скорости перемещения стружки относительно передней поверхности инструмента (рис. 5).

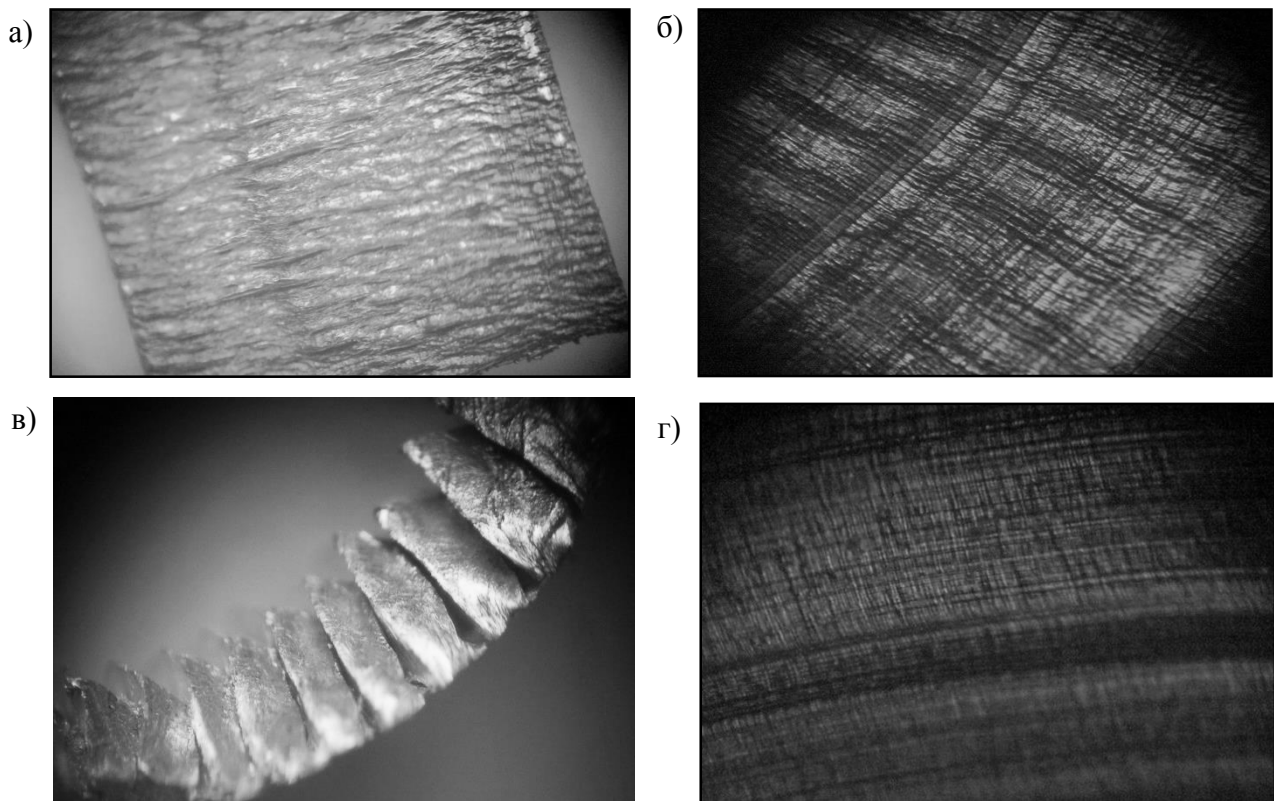


Рис. 5. Бронзовая стружка с фрагментированными элементами ($\times 30$):
а – бронза; б – титан; в – алюминий; г – нержавеющая сталь



Нередко сдвиг фрагментированных элементов в направлении к наружной поверхности стружки приводит к образованию выступов, которые сглаживаются при трении о переднюю поверхность и образуют специфический рисунок полосчатого типа (см. рис. 5, *a*). При большем увеличении просматриваются следы пластической деформации «полосчатых» зон, смягченных теплотой трения (см. рис. 5, *b*).

На рис. 5 представлены фотографии наружной поверхности стружек разных обрабатываемых материалов. Видно, что толщина фрагментированных пластинок и поперечное смещение отдельных элементов уменьшаются с ростом прочностных характеристик обрабатываемого материала. Наименьшая толщина фрагментированной пластинки зафиксирована у стружки из нержавеющей стали, а наибольшая – у алюминиевой.

Спротивляемость более прочного обрабатываемого материала к разрушению является результатом активного функционирования диссипативных каналов. Сдвиг фрагментированных элементов стружки в этом случае осуществляется в более энергоёмких условиях, лежащих в мезомасштабном диапазоне, где образование центров разрушения происходит за счет носителей пластической деформации, ответственных за пластичные свойства материала. Этот механизм проявляется следующим образом. В зависимости от толщины фрагментированных элементов сдвига и плотности когерентных связей между ними меняется тип стружки: от сливной до суставчатой и элементной. С повышением мощности диссипативного источника возрастает плотность восстановленных атомарных связей между фрагментированными элементами, и стружка приобретает сливной характер.

Итак, отдельный сдвиговой фрагмент стружки представляет собой кластер, объединяющий определенное количество ультрадисперсных кристаллитов. Совокупность плоскостей сдвига или границ раздела между кластерами является формой организации диссипативной структуры, активность которой определяется суммарной площадью плоскостей сдвига, на образование которой расходуется определенная энергия. Высокая степень развитости границ достигается за счет размерного эффекта и высокой плотности дефектов кристаллического строения. Все это в совокупности повышает химический потенциал структуры и ее неравновесность. При выходе стружки из зоны сдвига происходит ее рекристаллизация и отжиг (в зависимости от активности выделения тепла). Тепловыделение происходит главным образом за счет трансформации повышенной упругой внутренней энергии структуры в тепло, при этом характер распределения тепловых источников совпадает с распределением высокоэнергетических концентраторов напряжений.

Пластическая деформация и разрушение при стружкообразовании относятся к сверхвысокоскоростному процессу, в котором обрабатываемый материал последовательно проходит разные этапы и схемы деформационного нагружения. Тепловые источники начинают функционировать в момент начала пластической деформации и достигают максимальной активности в период разрыва атомарных связей в плоскости скалывания, а термическая динамика продолжает развиваться и влиять на характер изменения структуры после выхода стружки из деформационного поля. При достижении пика температурной активности в стружке, в зависимости от уровня абсолютных температур, могут происходить рекристаллизация, отпуск, отжиг, диффузия дефектов кристаллического строения и другие процессы, которые значительно влияют на структурные образования границ фрагментированных элементов. Интерфейсные свойства границ между фрагментированными элементами после остывания стружки частично теряются, но продолжают сохранять ценную информацию [2].

Анализ внутренней поверхности сливной стальной стружки показывает, что фрагментация представляет собой более глубокий процесс, охватывающий снимаемый слой в разных направлениях, а не только в направлении, параллельном плоскости сдвига. Продольные бороздки, проходящие по всей длине стружки, являются не результатом копирования микрощероховатости режущего лезвия, а фрагментированными образованиями, на отдельных участках которых просматриваются следы термопластичных процессов.

С повышением скорости резания активность сдвиговых каналов диссипации деформационного процесса возрастает, это приводит к уменьшению толщины фрагментации стружки или к увеличению их плотности. Плотность фрагментации без учета фрактального распределения $\rho_{\text{фр}}$ можно определить по толщине сдвиговых каналов δ :

$$\rho_{\text{фр}} = \frac{1}{\delta}.$$

На рис. 6 представлено влияние скорости резания на плотность фрагментации стружки при точении из стали марки 09Х17Н7Ю, подтверждающее, что с ростом скорости резания V плотность фрагментации увеличивается.

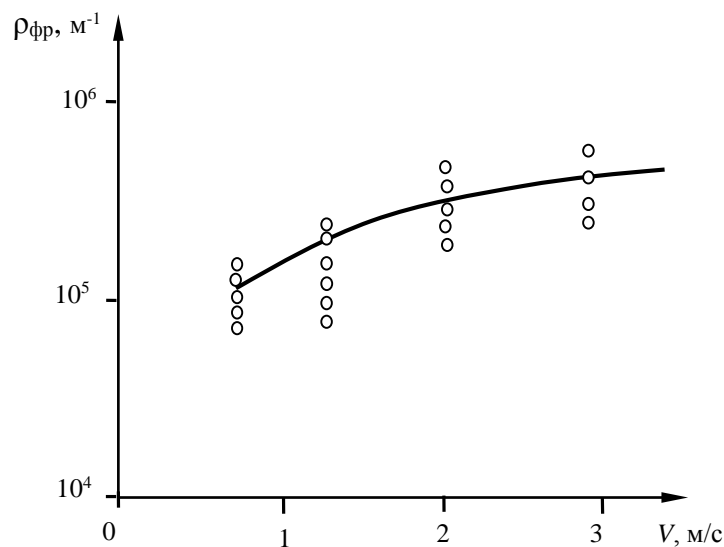


Рис. 6. Влияние скорости резания на плотность фрагментации стружки

На основании изложенного можно заключить, что фрагментированный сдвиг представляет собой одну из форм носителя пластической деформации и форму организации диссипативной структуры. Возможно, организация подобных структур будет всегда проявляться при сверхвысоких скоростях сжатия.

Повышенный интерес к мезомеханике стружкообразования объясняется тем, что от механических и диссипативных свойств стружки во многом зависит механика и энергетика ее контактного взаимодействия с режущим инструментом. Активное воздействие на все диссипативные каналы стружкообразования за счет внешних факторов позволяет значительно снизить напряженность контактного процесса на передней поверхности инструмента, открывая новые резервы повышения производительности и качества механической обработки. Понижая активность диссипативных каналов, стружкообразование протекает в более плавном режиме, при этом в самом процессе генерации носителей разрушения будут проявляться пластичные механизмы образования несплошностей. При повышении активности диссипативных каналов в процессах разрушения больше будут проявляться хрупкие механизмы.

Заключение

Исследование стружкообразования при резании металлов с позиций физической мезомеханики раскрывает многоуровневость деформационного процесса, результатом которого является развитие фрагментированных элементов стружки и их относительное скольжение. С увеличением скорости резания толщина фрагментированного элемента стружки возрастает, при этом чем прочнее обрабатываемый материал, тем выше плотность фрагмен-



тации. Форму организации фрагментированных элементов стружки и их взаимодействие между собой можно рассматривать как диссипативный режим деформационного самоорганизованного процесса.

ЛИТЕРАТУРА

1. Зорев, Н. Н. Вопросы механики процесса резания металлов / Н. Н. Зорев. – М.: Машгиз, 1954. – 368 с.
2. Иванова, В. С. Синергетика и фракталы в материаловедении / В. С. Иванова, Л. С. Баланкин, И. Ж. Бунин. – М.: Наука, 1994. – 383 с.
3. Ким, В. А. Исследование деформационных свойств обработанной поверхности / В. А. Ким, Е. Б. Щелкунов, Т. А. Отряскина // *Металлообработка*. – 2010. – № 6. – С. 35-38.
4. Панин, В. Е. Поверхностные слои и внутренние границы раздела в гетерогенных материалах / В. Е. Панин, Р. Р. Балохонов, А. В. Болеста [и др.]. – Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2006. – 320 с.
5. Развитие науки о резании металлов / В. Ф. Бобров, Г. И. Грановский, Н. Н. Зорев [и др.]. – М.: Машиностроение, 1967. – 416 с.
6. Старков, В. К. Дислокационные представления о резании металлов / В. К. Старков. – М.: Машиностроение, 1974. – 158 с.
7. Ким, В. А. Влияние пластической деформации при резании металлов на микроструктуру поверхностного слоя / В. А. Ким, Т. А. Отряскина // *Ученые записки Комсомольского-на-Амуре государственного технического университета. Науки о природе и технике*. – 2010. – № II-1(2). – С. 88-92.



Марьин Б. Н., Марьин С. Б., Шпорт Р. В.
B. N. Maryin, S. B. Maryin, R. V. Shport

ПРОИЗВОДСТВО МОНТАЖНЫХ ЗАГОТОВОК ДЛЯ ТРУБОПРОВОДОВ

PRODUCTION OF TUBULAR BILLETS FOR PIPELINE INSTALLATION

Марьин Борис Николаевич – доктор технических наук, профессор кафедры «Машины и технология литейного производства» Комсомольского-на-Амуре государственного технического университета (Россия, Комсомольск-на-Амуре); 681013, г. Комсомольск-на-Амуре, пр. Ленина, 27; 89141778755. E-mail: maryinsb@mail.ru.

Mr. Boris N. Maryin – Doctor of Engineering, Professor, Department of Foundry Industrial Machinery and Technology, Komsomolsk-on-Amur State Technical University (Russia, Komsomolsk-on-Amur); 681013, Komsomolsk-on-Amur, 27 Lenin Av.; +7 (914) 1778755. E-mail: maryinsb@mail.ru.

Марьин Сергей Борисович – доктор технических наук, профессор кафедры «Машины и технология литейного производства» Комсомольского-на-Амуре государственного технического университета (Россия, Комсомольск-на-Амуре); 681013, г. Комсомольск-на-Амуре, пр. Ленина, 27; 89141778755. E-mail: maryinsb@mail.ru.

Mr. Sergey B. Maryin – Doctor of Engineering, Associate Professor, Department of Foundry Industrial Machinery and Technology, Komsomolsk-on-Amur State Technical University (Russia, Komsomolsk-on-Amur); 681013, Komsomolsk-on-Amur, 27 Lenin Av.; +7 (914) 1778755. E-mail: maryinsb@mail.ru.

Шпорт Роман Вячеславович – кандидат технических наук, заместитель первого вице-президента по производству ЗАО «Гражданские самолеты сухого» (Россия, Комсомольск-на-Амуре); 681013, г. Комсомольск-на-Амуре, пр. Ленина, 27. E-mail: R_Shport@scac.ru.

Mr. Roman V. Shport – PhD in Engineering, Deputy First Vice-President for Production, CJSC Sukhoi Civil Aircraft (Russia, Komsomolsk-on-Amur); 681013, Komsomolsk-on-Amur, 27, Lenin Av. E-mail: R_Shport@scac.ru.

Аннотация. Статья посвящена технологической оснастке, которая позволяет производить формообразование элементов трубопроводов из труднодеформируемых тонкостенных трубных заготовок и при этом обеспечивать высокое качество изготовления деталей.

Summary. The paper deals with the issue of tooling used for the forming of high-quality pipeline elements from hard-to-deform thin-walled tubular billets.

Ключевые слова: монтажные заготовки, формообразование, пуансон, трубная заготовка.

Key words: assembly and installation components, forming, punch, tubular billet.

УДК 621.774.7

Важной проблемой в машиностроении является изготовление высокоресурсных, надежных трубопроводов, которые работают в условиях сложного нагружения. Они испытывают действия высокого давления, пульсирующей нагрузки и гидравлических ударов, поэтому к ним предъявляются высокие требования по механическим свойствам материала, качеству внешней и внутренней поверхностей, сохранению формы сечения, а также предельному максимальному утонению стенок трубы [1].

Практика эксплуатации показывает, что наибольшее число разрушений трубопроводов связано с утонением их стенок в местах изгиба и перехода от одного диаметра

к другому. Значительно снижают работоспособность трубопроводов такие факторы, как чрезмерная эллипсность и волнистость стенок, т.е. явления, сопровождающие процессы изготовления элементов трубопроводов. Большое влияние на работоспособность трубопроводов оказывает качество деформирования тонкостенных труб, так как малейшие дефекты поверхности становятся концентраторами усталостных напряжений.

Для обеспечения высокого и стабильного качества трубопроводов большое внимание уделяется разработке принципиально новых способов изготовления элементов трубопроводов из стальных, алюминиевых и титановых трубных заготовок (ТЗ).

В Комсомольском-на-Амуре государственном техническом университете ведутся разработки перспективных схем конструкций пуансонов для силовой и термической интенсификации процессов деформирования тонкостенных ТЗ [2].

Пуансон для раздачи концов труб (см. рис. 1) содержит хвостовик 1, на котором последовательно расположены цилиндрическая 2 и коническая 3 части (направляющий участок); вогнутая 4 и выпуклая 5 части (формообразующий участок); коническая 6 и цилиндрическая 7 части (калибрующий участок).

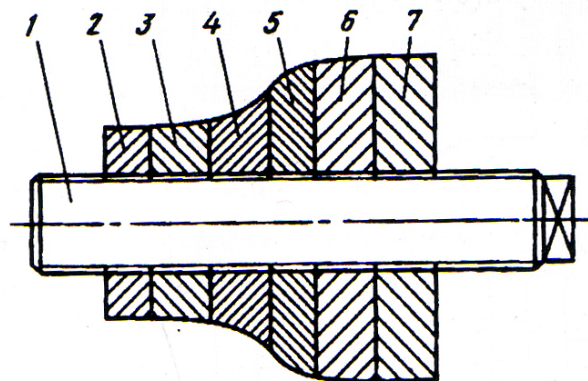


Рис. 1. Конструкция пуансона для раздачи концов трубных заготовок

Направляющий и калибрующий участки, выполненные из материала с низкой магнитной проницаемостью, подвержены нагреву незначительно, а формообразующий участок, выполненный из высокоуглеродистой стали, подвержен быстрому нагреву при перемещении токов высокой частоты.

Предлагаемая сборно-разъемная конструкция пуансона позволяет:

- осуществлять раздачу концов труб различной формы и размеров за счет изменения геометрических параметров отдельных ее частей;
- производить экспериментальную отработку оптимальной формы пуансона для труб из различных материалов, с разными физико-механическими свойствами и коэффициентами трения, изменяя радиусы вогнутой и выпуклой поверхностей и углы конусности направляющего и калибрующего участков;
- осуществлять дифференцированный нагрев формообразующего участка (т.к. пуансон собран из различных материалов), что в свою очередь дает возможность увеличить степень предельной деформации металла трубы в зоне ее формоизменения и повысить устойчивость стенки ТЗ.

Пуансон для отбортовки фланцев в стенки ТЗ (см. рис. 2) состоит из резьбового хвостовика 1, на котором последовательно установлены направляющая 2, формообразующая 3 и формоизменяющая 4 рабочие части с зазором, равным высоте фланца. Части 2 и 3 выполнены в форме усеченного конуса; часть 4 имеет малое основание в виде круга, выпуклые боковые поверхности и большое основание в виде круга, квадрата или эллипса (вид А), соответствующие по форме отбортовываемому фланцу.

Процесс отбортовки заключается в следующем: собранный пуансон вводится внутрь ТЗ через предварительно просеченное отверстие в стенке ТЗ с большей степенью деформации металла за одну операцию, что значительно снижает трудоемкость и повышает производительность процесса отбортовки.

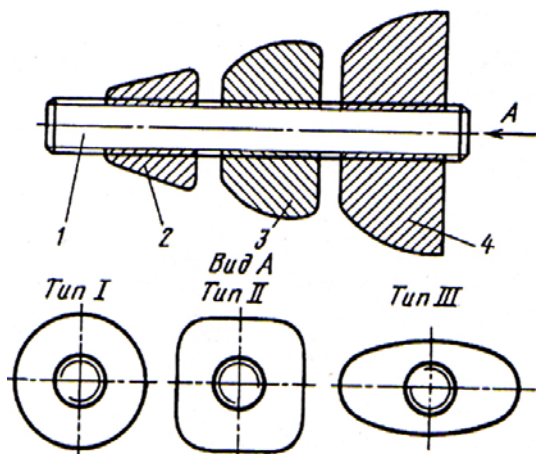


Рис. 2. Пуансон для отбортовки фланцев в стенке трубной заготовки

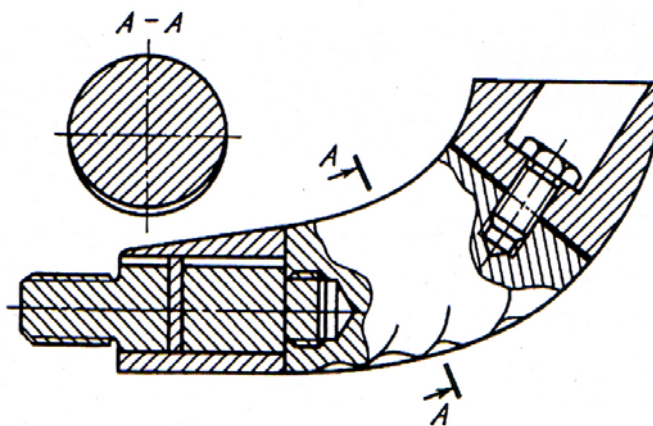


Рис. 3. Сборно-разборная конструкция рогообразного сердечника

На рис. 3 показана сборно-разъемная конструкция рогообразного сердечника. Методика его расчета и проектирования описана в работе [2].

Направляющий участок выполнен в виде установленной на хвостовике съемной части из материалов с низкой магнитной проницаемостью, наружная рабочая поверхность выполнена конической со стороны вогнутой поверхности рогообразного сердечника и цилиндрической – со стороны выпуклой поверхности. Направляющая часть сердечника фиксируется на хвостовике шпоночным соединением. Данная форма, конструкция и материал направляющего участка позволяют осуществить натяг трубы на сердечник без нагрева, что предотвращает гофрообразование стенки трубы в процессе формовки, а выполнение направляющего участка коническим со стороны вогнутой поверхности сердечника позволяет уже на этом участке начать незначительное, но правильное формоизменение заготовки.

На сердечнике также выполнен съемный калибрующий участок из материала с низкой магнитной проницаемостью, имеющий те же диаметр и радиус изгиба, что и крутоизогнутый патрубок. Такое выполнение калибрующей съемной части сердечника позволяет осуществить калибровку патрубка без нагрева, что повышает его качество.

Поворот калибрующего участка вокруг оси позволяет либо полностью избавиться от спиралевидности, либо регулировать ее при необходимости. Кроме того, простота съема и замены калибрующего участка делают рогообразный сердечник универсальным, т.е. возможна калибровка патрубков с некоторым диапазоном допусков по диаметру и радиусу изгиба.

В целом легкоразъемная регулируемая конструкция рогообразного сердечника, выполненная из материала с различными электрофизическими свойствами, позволяет:

- осуществлять оптимальный нагрев самого рогообразного сердечника и проталкиваемой по нему трубы;
- обеспечить необходимое распределение сил трения между деформируемой трубой и рогообразным сердечником.



Рис. 4. Технологическая оснастка для изготовления монтажных заготовок

Применение сборно-разъемных конструкций пуансонов (см. рис. 4) дает возможность получать детали заданных точности и внутренней чистоты поверхности (см. рис. 5) при экономичном расходовании материально-энергетических ресурсов, позволяет улучшить физико-механические свойства и повысить ресурс изготавливаемых деталей, снизить затраты при освоении новых изделий, уменьшить объем ручных работ в опытно-конструкторском и серийном производстве.



Рис. 5. Монтажные заготовки для сборки трубопроводных систем

ЛИТЕРАТУРА

1. Газовые системы летательных аппаратов / Б. Н. Марьин, А. Г. Прохоров, В. И. Одинок [и др.]. – Владивосток : Дальнаука, 2006. – 459 с.
2. Устройство для обжима конца трубы / Б. Н. Марьин, Е. Б. Щелкунов, Д. Г. Колыхалов [и др.] // Ученые записки Комсомольского-на-Амуре государственного технического университета. Науки о природе и технике. – 2013. – № IV-1(16). – С. 4-7.



Верхотуров А. Д., Якубов Ф. Я., Ким В. А., Коневцов Л. А., Якубов Ч. Ф.
A. D. Verkhoturov, F. Y. Yakubov, V. A. Kim, L. A. Konevtsov, Ch. Y. Yakubov

РОЛЬ ВОЗДУХА В КОНТАКТНЫХ ПРОЦЕССАХ РЕЗАНИЯ МЕТАЛЛОВ

THE ROLE OF AIR IN THE METAL-CUTTING CONTACT PROCESSES

Верхотуров Анатолий Демьянович – доктор технических наук, профессор, главный научный сотрудник Института водных и экологических проблем ДВО РАН (Россия, Хабаровск).

Mr. Anatoly D. Verkhoturov – Doctor of Engineering, Professor, Senior Research Fellow, Institute for the Problems of Water and Environment, the Far East Branch of the Russia Academy of Sciences (Russia, Khabarovsk).

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

Mr. Fevzi Ya. Yakubov – Doctor of Engineering, Professor, Rector of the Crimean Industrial&Teaching University (Russia, Simferopol).

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

Mr. Vladimir A. Kim – Doctor of Engineering, Professor, Head of the Department of Materials and New Materials Technology, Komsomolsk-on-Amur Technical University (Russia, Komsomolsk-on-Amur).

Коневцов Леонид Алексеевич – кандидат технических наук, старший научный сотрудник Института материаловедения ХНЦ ДВО РАН (Россия, Хабаровск).

Mr. Leonid A. Konevtsov – PhD in Engineering, Senior Research Fellow, Materials Technology Institute, Khabarovsk Research Centre of the Far-Eastern Branch of Russian Academy of Sciences (Russia, Komsomolsk-on-Amur).

Якубов Чингиз Февзиевич – доцент кафедры «Технология машиностроения» Крымского индустриально-педагогического университета (Россия, Симферополь).

Mr. Chingiz F. Yakubov – Associate Professor, Department of Mechanical Engineering Technology, the Crimean Industrial&Teaching University (Russia, Komsomolsk-on-Amur).

Аннотация. Кислород, находящийся в воздушной среде, оказывает активное влияние на контактные процессы при резании металлов. Рассмотрены различные механизмы взаимодействия воздуха с инструментальными и обрабатываемыми материалами в деформационных и адгезионных процессах резания металлов.

Summary. The oxygen being in the air environment, has active impact on contact process when cutting metals. Various mechanisms of interaction of air with tool and processed materials in deformation and adhesive processes of cutting of metals are considered.

Ключевые слова: воздушная среда, адгезия, контактное взаимодействие, стружка, усадка, пластическая деформация, резание металлов.

Key words: air environment, adhesion, contact interaction, shaving, shrinkage, plastic deformation, cutting of metals.

УДК 621.9.026

Введение

Обработка металлов резанием сопровождается высокоскоростной пластической деформацией срезаемого слоя, контактных слоев режущего инструмента и обрабатываемой поверхности, при этом работа резания практически вся выделяется в виде тепла. Локальная

температура и ее градиент на рабочих участках инструмента могут принимать значения, близкие к температуре плавления обрабатываемого материала.

Процесс резания, как правило, осуществляется в воздушной среде, в которой содержится 20 % кислорода. Образование оксидов обрабатываемого и инструментального материалов оказывает влияние на все процессы, сопутствующие резанию металлов. Развитие оксидных структур на рабочих поверхностях режущего инструмента с одной стороны активизирует окислительное изнашивание, с другой – снижает адгезионное взаимодействие обрабатываемого и инструментального материалов. Характер протекания высокоскоростной пластической деформации стружкообразования сильно зависит от окислительной активности технологической среды [1, 2].

В статье приведены результаты исследования по влиянию воздуха на окислительные процессы инструментальных материалов, деформационные процессы стружкообразования и изнашивание режущего инструмента.

Методика исследования

Исследования проводились на отечественных вольфрамсодержащих твердых сплавах трех групп ВК, ТК и ТТК, чистых металлах вольфрама и кобальта, а также карбиде титана.

Исследование жаростойкости или кинетики высокотемпературного окисления выполняли на дериватографе STA 449С в соответствии с ГОСТ 6130-71 и ГОСТ 21910-76 [3] на воздухе в диапазоне температур 20...1000 °С со скоростью нагрева 10...20 °С в минуту с последующим охлаждением вместе с печью. Скорость привеса массы образца рассчитывалась по термической кривой по формуле

$$q = \frac{\Delta m}{F_0 t}, \quad (1)$$

где q и Δm – соответственно удельная скорость и абсолютный привес массы образца; F_0 – суммарная площадь образца; t – время выдержки.

Определение химического и фазового состава на поверхности твердосплавных пластин осуществлялось на рентгеновском дифрактометре D8 ADVANCE, микроанализаторе WDS/EDS JXA-8100 и приборе комплексного исследования поверхности SPECS-Lab.

Влияние воздуха на процесс резания металлов исследовалось в специальной вакуумной камере, позволяющей производить процесс продольного точения. Принципиальная схема установки представлена на рис. 1. Установка была оснащена системой измерения термоЭДС и сил процесса резания.

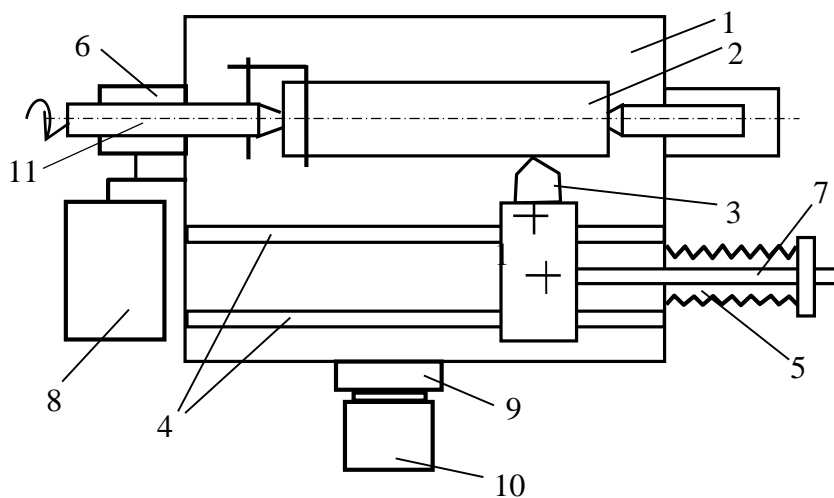


Рис. 1. Принципиальная схема установки для исследования процесса резания в вакууме:

- 1 – вакуумная камера; 2 – заготовка; 3 – резец; 4 – направляющие штанги; 5 – селсин;
- 6 – подшипниковая камера; 7 – штанга; 8 – насос механический ВН-2МГ; 9 – ловушка азотная;
- 10 – насос диффузионный; 11 – центр передний

Окислительная способность металлокерамических инструментальных материалов

На рис. 2 приведена диаграмма удельной скорости прироста массы материала в результате выдержки при температуре 1000 °С. Пониженная жаростойкость WC определяет окислительную активность инструментальных твердых сплавов. С повышением содержания Co и TiC в составах стандартных инструментальных вольфрамсодержащих твердых сплавов их окислительная активность снижается, но остается достаточно высокой.

Окислительная способность рассматриваемых материалов объясняется конфигурационной моделью вещества, разработанной акад. Г.В. Самсоновым. Согласно этой модели, вольфрам характеризуется высоким статистическим весом атомов с устойчивой конфигурацией (СВАСК) d_0^5 , поэтому атомы W обладают слабыми донорными свойствами, которые не могут стабилизировать sp^3 -конфигурации атомов углерода. В связи с этим WC обладает пониженной жаростойкостью. В то же время большая доля локализованных электронов W обеспечивает карбиду WC относительно повышенную пластичность и более высокий модуль упругости по сравнению с TiC. Высокая жаростойкость TiC объясняется прочной и жесткой ковалентной Ti–C связью за счет большего статистического веса атомов углерода с устойчивой sp^3 -конфигурацией. Эти же причины определяют долю связанных электронов кислорода в константах равновесия при высокотемпературном окислении [4].

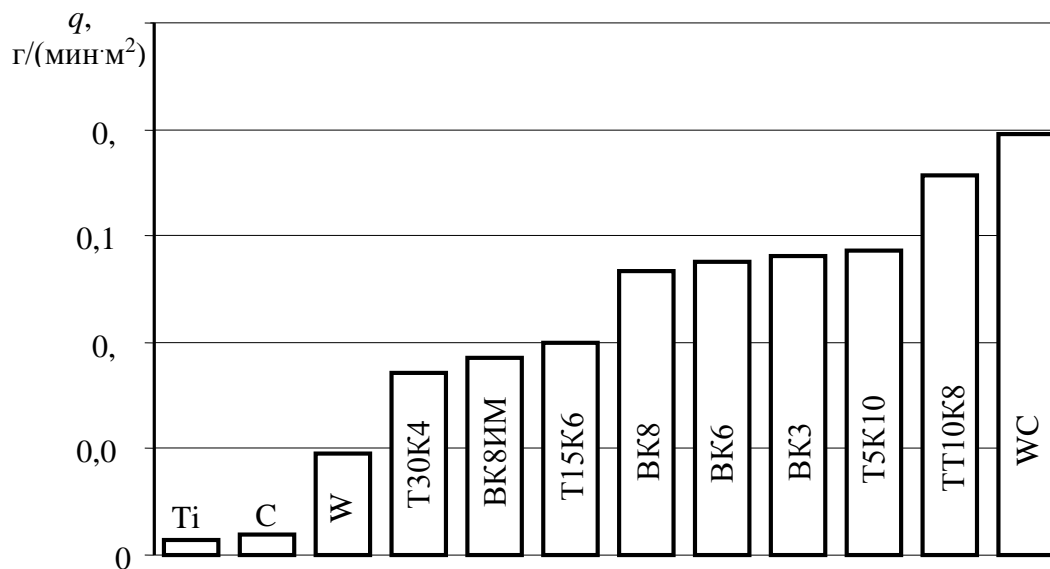


Рис. 2. Скорость удельного привеса при нагревании до температуры 1000 °С

Кинетику процесса окисления твердого сплава марки BK8 можно проследить по штриховым диаграммам (рис. 3 и 4), построенным по результатам рентгенофазового анализа образцов после их выдержки в разных температурных условиях. Процесс окисления компонентов BK8 начинает проявляться только при температурах выше 400 °С. Часовая выдержка образца при температуре 620 °С приводит к появлению оксидных фаз WO_3 и продуктов взаимодействия CoO и WO_3 в виде шпинели $CoWO_4$. С повышением температуры содержание WO_3 и шпинели $CoWO_4$ возрастет, а при двухчасовой выдержке образца при температуре 670 °С на поверхности практически не фиксируется в чистом виде карбид вольфрама WC.

Образующаяся окалина представляет трехслойную структуру, верхний слой которой состоит преимущественно из шпинели $CoWO_4$, средний – из $CoWO_4$ и WO_3 , а нижний – из WO_3 . Образование оксидных фаз сопровождается ростом удельного объема, а если этот процесс происходит в глубине материала, то возникают повышенные внутренние напряжения и образуются дополнительные концентраторы напряжений.

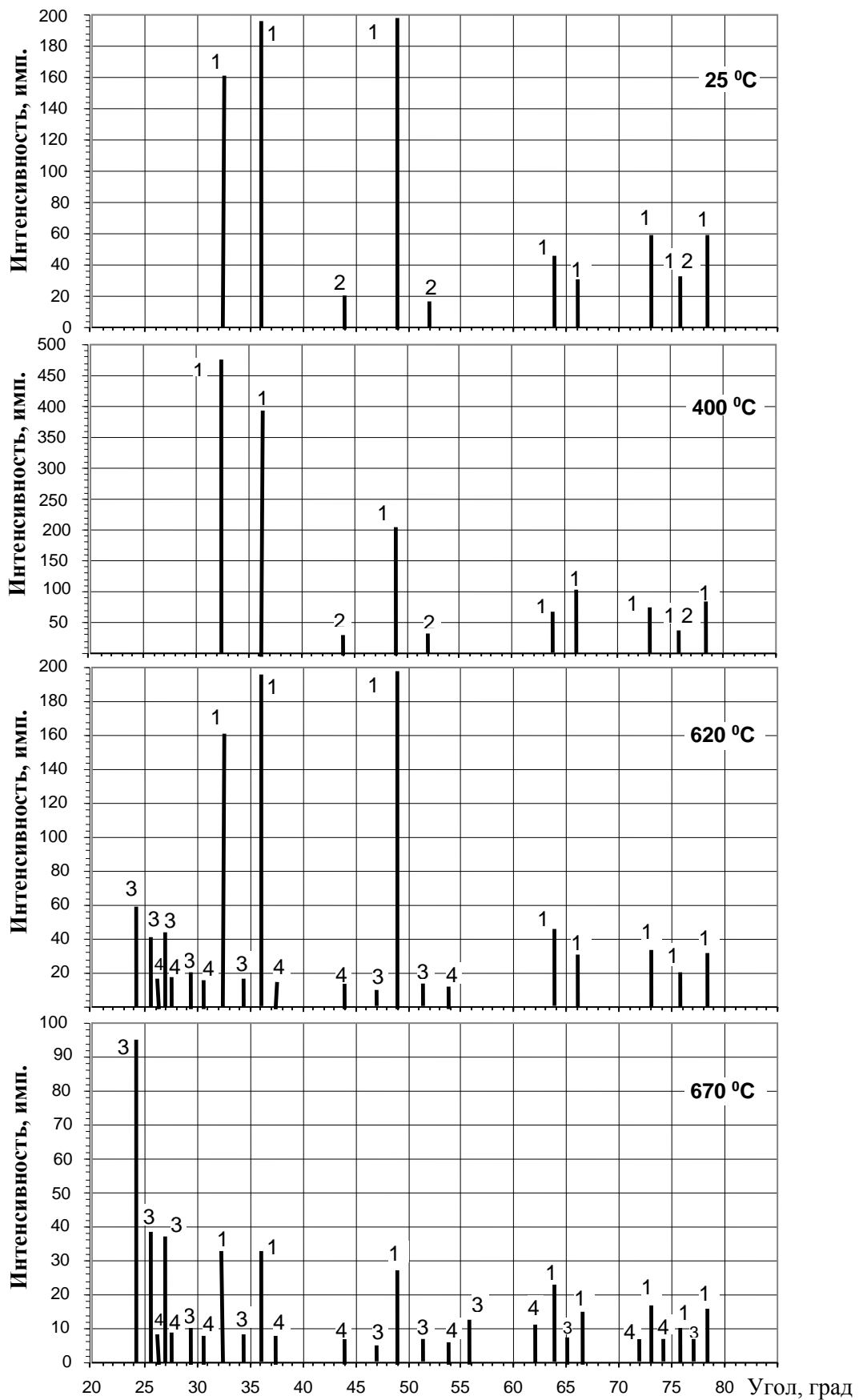


Рис. 3. Фазовые превращения при нагреве сплава ВК8 и выдержке в течение 60 мин:
 1 – WC (гекс.); 2 – Co₃WO₃ (триклин.); 3 – WO₃ (триклин.); 4 – CoWO₄

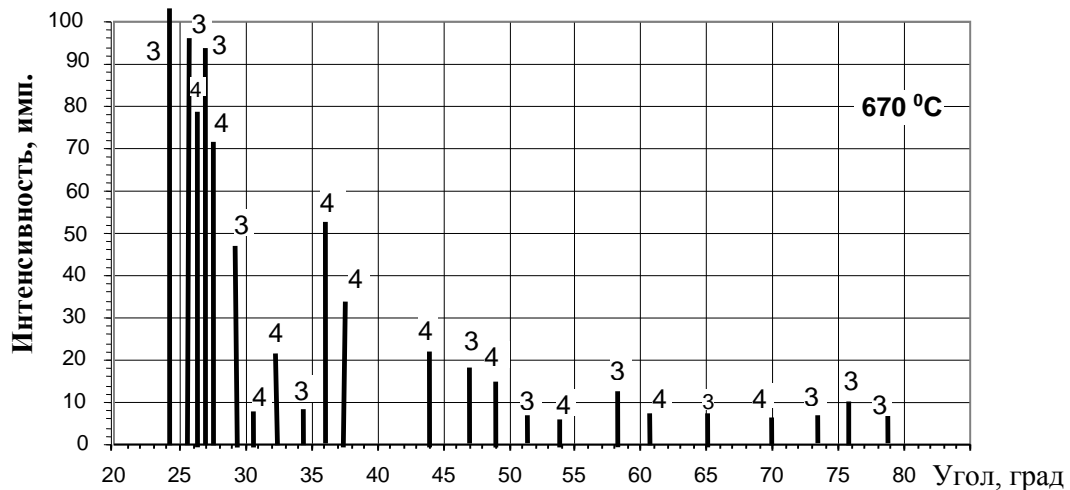


Рис. 4. Фазовые превращения при двухчасовой выдержке сплава BK8 при температуре 670 °С (обозначения как на рис. 3)

Микротвердость окалины неоднородна по глубине, в нижних слоях она составляет 0,2...0,4 ГПа, а в верхних – 0,58...0,87 ГПа. Слой твердого сплава, примыкающий к окалине, имеет микротвердость на 0,4...0,5 ГПа меньше, чем основной материал, микротвердость которого составляет 16,1...16,4 ГПа. Окалина отличается высокой хрупкостью и разрушается при небольших нагрузках, а ее прочность сцепления с основой невысока, поэтому оксидные структуры твердого сплава группы ВК легко разрушаются в процессе контактного взаимодействия при резании.

При низкой температуре Со имеет гексагональную кристаллическую решетку, а его окисление начинает проявляться при температуре выше 350 °С, при этом образуются два вида оксидных фаз СоО и Со₃О₄, имеющих кубические кристаллические решетки. При температуре 670 °С в поверхностном слое не выявляется свободный кобальт, а фиксируются только его оксиды. В структуре вольфрамсодержащего твердого сплава Со имеет кубическую решетку, при этом оксиды кобальта не встречаются в чистом виде, а проявляются только в виде шпинели СоWO₄.

Состав окалины, образующейся при нагреве твердого сплава группы ТК, более разнообразный, он включает WO₃ с моноклинной и кубической решеткой, СоWO₄ с моноклинной и TiO₂ с тетрагональной кристаллической решеткой.

Окислительные процессы на рабочих поверхностях твердосплавного инструмента при резании протекают аналогичным образом, но высокие контактные температуры, напряжения и специфические каналы доступа кислорода вносят свои коррективы.

Роль воздуха в деформационных процессах стружкообразования

Образование стружки складывается из высокоскоростного деформационного процесса срезаемого слоя, включающего сжатие и сдвиг, и отделения этого слоя по плоскости резания за счет внедрения асимметричного режущего клина в обрабатываемый материал. Сдвиговые процессы стружкообразования и отделения стружки связаны с возникновением ювенальных поверхностей, обладающих высокой химической адсорбционной активностью, в первую очередь к кислороду.

Влияние кислорода воздуха на процесс пластической деформации срезаемого слоя можно косвенно оценить по характеру изменения усадки стружки. На рис. 5 и 6 показано влияние скорости резания на усадку стружки при точении нержавеющей стали марки 12Х18Н10Т и титанового сплава марки BT22 в вакууме и на воздухе. Указанные материалы ведут себя по-разному, что связано с особенностью их химического состава. При резании не-

ржавеющей стали в безвоздушной среде усадка стружки возрастает, а при резании титанового сплава наблюдается противоположная закономерность.

Значительное количество металлических материалов при резании в безвоздушной среде в большей степени проявляют свои пластичные свойства, поэтому их деформационная фрагментация происходит при более высокой степени пластической деформации. Результатом всех этих процессов является высокая усадка стружки.

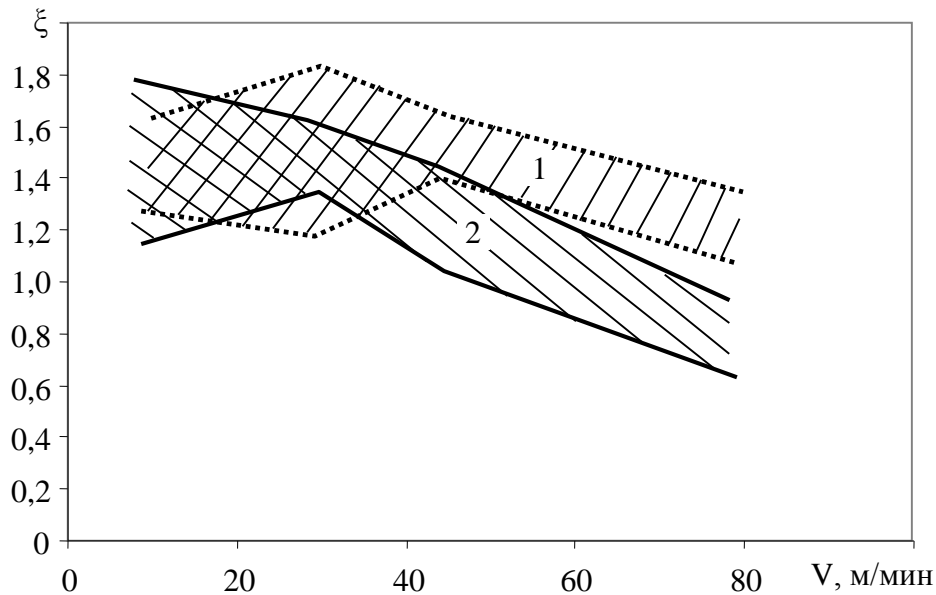


Рис. 5. Влияние скорости резания на усадку стружки при точении титанового сплава марки BT22: 1 – на воздухе; 2 – в вакууме

Внедрение компонентов воздуха в структуру металлического материала вызывает его упрочнение и охрупчивание. В результате деформационная фрагментация будет происходить при более низкой степени пластической деформации. Присутствие компонентов воздуха в контактном процессе снижает активность вторичной пластической деформации, но это существенно не сказывается на усадке стружки.

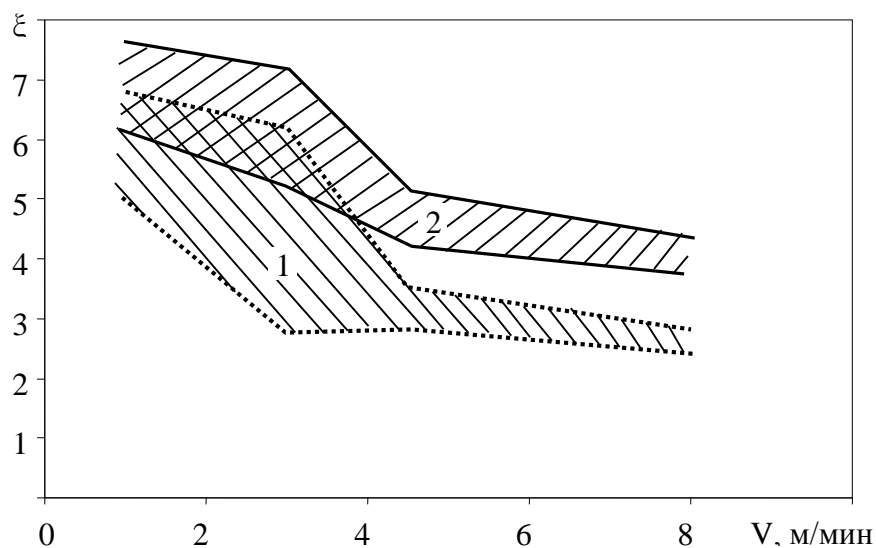


Рис. 6. Влияние скорости резания на усадку стружки при точении нержавеющей стали марки 12X18H10T: 1 – на воздухе; 2 – в вакууме



Поведение титанового сплава марки ВТ22 при резании в вакууме и на воздухе отражает особенность его нетипичного взаимодействия с кислородом, которое с точки зрения электронного строения является вполне объяснимым (см. рис. 5).

Физическая мезомеханика рассматривает электронное строение материала как «генетический код», определяющий многие его физические, химические и механические свойства. Электронное строение металлов позволяет спрогнозировать их реакцию на деформационные процессы в присутствии газовых сред [5, 6].

Атомы переходных металлов, к которым относятся титан и другие тугоплавкие элементы, характеризуются наличием электронных вакансий внутренних электронных d и f орбиталей. Это делает их весьма восприимчивыми к поглощению электрона от любого элемента, при этом образующиеся соединения отличаются высокой степенью стехиометрии. Согласно правилу Хегга, если отношение радиусов атомов металла и неметалла больше критического значения, равного 0,59, то велика вероятность образования простых структур с превалированием металлической связи. Все переходные металлы обладают большими атомарными радиусами, поэтому атомы кислорода, азота, углерода и других неметаллов с относительно небольшими атомарными радиусами при взаимодействии с ними образуют кристаллическую структуру, состоящую из кристаллической решетки металла со вставленными в нее атомами неметалла. Неметалл в таких кристаллических структурах отдает часть своих электронов внутренним орбиталям нескольких атомов переходных металлов, образуя с ними прочные связи. Наличие таких элементов в кристаллической решетке является фактором, повышающим прочность структурных связей между атомами самого переходного металла. Следовательно, при контактном взаимодействии титана и его сплавов процессы адгезионного схватывания могут активизироваться за счет внедрения атомов кислорода и других газов в кристаллическую решетку титана. Это означает, что образующаяся атомарная комбинация, содержащая кислород, не является оксидом, и тем более фактором блокирования адгезионных процессов, а наоборот стимулирует развитие прочных электронных соединений. Подобная картина может наблюдаться только при относительно низкой концентрации кислорода и образовании на поверхности переходного металла пленочной структуры толщиной в несколько атомных слоев. Такие условия могут быть достигнуты в области пластического контакта стружки с передней поверхностью инструмента и в застойной зоне, куда доступ кислорода воздуха возможен в небольшом количестве.

Динамика деформационных процессов обрабатываемого материала в области вторичных пластических деформаций стимулирует развитие ротационно-трансляционных вихрей, приводя к механоактивации. В присутствии воздуха механоактивационное легирование включает образование оксида, легирование металла своим оксидом и растворение кислорода и азота. Известно, что из всех примесей, содержащихся в титане, кислород и азот являются наиболее сильными упрочнителями. По данным работы [7] каждая десятая доля процента кислорода и азота повышает прочностные свойства титана примерно на 130,0 МПа, в то время как углерод при аналогичной концентрации только на 50,0...60,0 МПа, а кремний на 20,0...30,0 МПа. Результатом упрочнения материала является развитие высокоэнергетических концентраторов напряжений со всеми вытекающими последствиями.

Отличительной особенностью стружки, образующейся при резании в безвоздушной среде, является увеличенный радиус кривизны. Стружка, как правило, имеет лентообразную форму. Типичная винтовая форма стружки является следствием градиентного распределения скорости пластического течения вдоль плоскости сдвига. Максимальная степень пластической деформации сжатия достигается в слое, расположенном ближе к режущей кромке, в результате фрагментированный элемент стружки в продольном и поперечном сечении приобретает слегка трапецеидальную форму, суживающуюся в наружной поверхности. Вторичная пластическая деформация охватывает приконтактные слои стружки, при этом сжимающие напряжения, направленные параллельно передней поверхности инструмента, повышают степень сжатия фрагментированного элемента, делая его более плоским в продольном сечении

и более трапецеидальным в поперечном. Уменьшение кривизны стружки можно объяснить снижением градиента скорости пластического течения вдоль плоскости сдвига и повышением сжимающих деформаций на внутренней поверхности за счет трения между стружкой и передней поверхностью инструмента.

Изменение усадки стружки является результатом деформационного процесса и реакции обрабатываемого материала на пластическую деформацию. Деформационное упрочнение приводит к повышению упругих свойств срезаемого слоя. С увеличением модуля упругости более высокие напряжения достигаются при меньшей деформации, и это приводит к изменению угла сдвига. С увеличением угла сдвига усадка стружки возрастает, что соответствует повышению модуля сдвига за счет деформационного упрочнения. Из анализа результатов, представленных на рис. 5 и 6, следует, что деформационное упрочнение срезаемого слоя в безвоздушной среде приводит к ощутимому повышению модуля упругости, но для титанового сплава это проявляется в снижении усадки стружки, а для нержавеющей стали – в повышении.

Износ твердосплавного режущего инструмента

На рис. 7 представлено влияние скорости резания на стойкость резца из сплава марки ВК8 при точении нержавеющей стали марки 12Х18Н10Т и титанового сплава марки ВТ22 на воздухе и в вакуумной камере при остаточном давлении 0,2 Па и 0,06 Па.

Влияние кислорода воздуха на стойкость режущего инструмента традиционно объясняется следующим образом. Окислительная активность твердого сплава при высокотемпературной выдержке и при резании металлов проявляется по-разному. Если в первом случае оксиды образуются на всей свободной поверхности, то во втором случае, учитывая, что рабочая поверхность инструмента находится в плотном контакте с обрабатываемым материалом, окислительным процессам подвержены отдельные участки, к которым кислород с трудом поступает по различным каналам. В результате оксидные структуры располагаются на поверхности в виде отдельных островков.

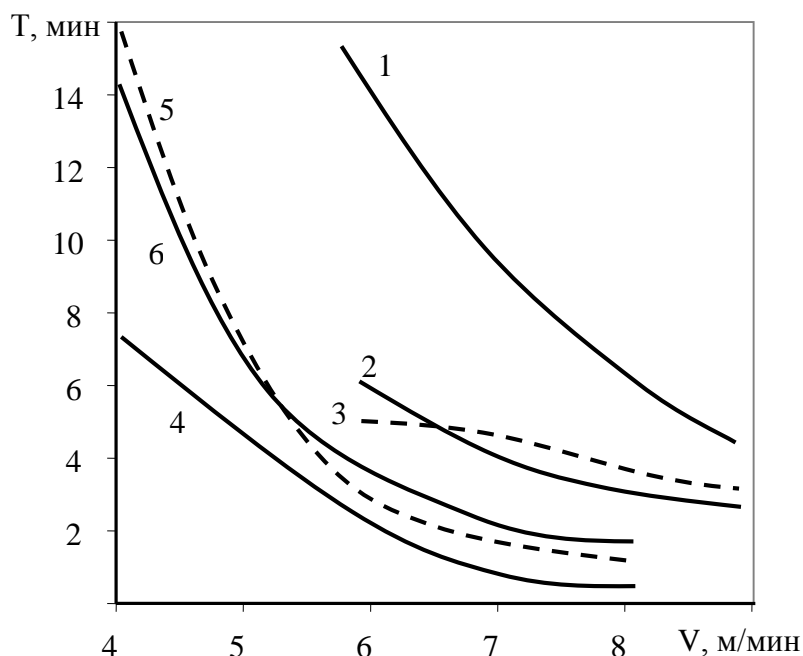


Рис. 7. Влияние скорости точения на стойкость резца из сплава ВК8 при точении стали 12Х18Н10Т (1, 2, 3) и сплава ВТ22 (3, 4, 5): 1 и 4 – резание на воздухе; 2 и 5 – в вакууме $P = 0,2$ Па; 3 и 6 – в вакууме $P = 0,06$ Па

Обладая меньшей микротвердостью и более высокой хрупкостью, оксиды активно истираются, и продукты износа могут выполнять функцию твердой смазки. Кроме того, окси-



ды, обладая большим удельным объемом, возвышаются относительно рабочей поверхности инструмента и приводят к снижению контактных напряжений между стружкой и передней поверхностью режущего клина. С повышением уровня вакуума образование оксидов затрудняется, и возрастает активность адгезионных процессов. Подтверждением изложенному является зависимость стойкости твердосплавного резца из сплава ВК8 при точении стали 12Х18Н10Т на воздухе и вакууме. С повышением уровня вакуума стойкость инструмента снижается.

При точении титанового сплава ВТ22 влияние воздуха на стойкость твердосплавного инструмента проявляется противоположным образом, т.е. с повышением уровня вакуума стойкость инструмента возрастает. Такое положение характерно не только для твердосплавного инструмента, но и для быстрорежущего [8]. Объяснение этого явления лежит в особенности взаимодействия титанового сплава с воздухом. Образование тонкой оксидной пленки на титановой поверхности повышает адгезионное схватывание между инструментальным и обрабатываемым материалом. Этот факт также раскрывает причину плохой работы титановых сплавов в узлах трения [7].

Заключение

Воздух оказывает влияние на все процессы, сопутствующие резанию металлов.

Активность образования оксидных соединений на поверхности вольфрамсодержащих твердых сплавов при высокотемпературном нагреве зависит главным образом от концентрации карбида вольфрама, обладающего наименьшей жаростойкостью из всех компонентов инструментальных материалов.

Стойкость режущего инструмента из вольфрамсодержащих твердых сплавов определяется, главным образом, характером контактного взаимодействия между обрабатываемым и инструментальным материалами, при этом роль оксидных образований на рабочих поверхностях инструмента определяется физико-химическими и механическими свойствами обрабатываемого материала.

Наличие оксидных структур на рабочих поверхностях режущего инструмента, как правило, снижает интенсивность адгезионного взаимодействия между инструментальным и обрабатываемым материалами. Исключением из этого правила являются титановые сплавы.

ЛИТЕРАТУРА

1. Смазочно-охлаждающие технологические средства для обработки металлов резанием: справочник / под ред. С. Н. Энгелиса, Э. М. Берлинера. – М.: Машиностроение, 1986. – 352 с.
2. Технологические свойства новых СОЖ для обработки резанием / под ред. М. И. Клушина. – М.: Машиностроение, 1979. – 192 с.
3. ГОСТ 6130-71. Металлы. Методы определения жаростойкости. – М.: Изд-во стандартов, 1971. – 10 с.
4. Самсонов, Г. В. Представления о роли стабильных электронных конфигураций в формировании физико-химических свойств веществ / Г. В. Самсонов // Порошковая металлургия. – 1976. – № 12. – С. 13-28.
5. Самсонов, Г. В. Конфигурационные представления электронного строения в физическом материаловедении / Г. В. Самсонов, Я. И. Дутчак, Л. Ф. Прядко. – Киев: Наук. думка, 1983. – С. 15-21.
6. Панин, В. Е. Физическая мезомеханика – новая парадигма на стыке физики и механики деформируемого твердого тела / В. Е. Панин, Ю. В. Гриняев // Физическая мезомеханика. – 2003. – Т. 6. – № 4. – С. 9-36.
7. Титановые сплавы в конструкциях и производстве авиадвигателей и авиационно-космической техники / Б. А. Колачев, Ю. С. Елисеев, А. Г. Братухин, В. Д. Талалаев. – М.: Изд-во МАИ, 2001. – 412 с.
8. Якубов, Ф. Я. Структурно-энергетические аспекты упрочнения и повышения стойкости режущего инструмента / Ф. Я. Якубов, В. А. Ким. – Симферополь: Крымское учебно-педагогическое государственное издательство, 2005. – 300 с.



Ри Хосен., Черномас В. В., Химухин С. Н., Ри Э. Х., Гостищев В. В.
Ri Khossen, V. V. Chernomas, S. N. Khimuknin, E. H. Ri, V. V. Gostishchev

АЛЮМИНИЕВЫЙ СПЛАВ ПРИ ОДНОВРЕМЕННОМ ЛИТЬЕ И ДЕФОРМАЦИИ

PARALLEL CASTING AND DEFORMATION OF ALUMINUM ALLOYS

Ри Хосен – доктор технических наук, профессор, заведующий кафедрой «Литейное производство и технология металлов» Тихоокеанского государственного университета (Россия, Хабаровск); 680035, г. Хабаровск, ул. Тихоокеанская, 136; (4212) 37-52-23. E-mail: ri@mail.khstu.ru.

Mr. Ri Khossen – Dr. Habil. of Engineering, Professor, Head of the Department of Foundry Engineering and Metal Technology, the Pacific State University (Russia, Khabarovsk); 680035, city of Khabarovsk, 136, Tikhookeanskaya Str.; + 7 (4212) 375223. E-mail: ri@mail.khstu.ru.

Черномас Вадим Владимирович – доктор технических наук, профессор кафедры машиностроения и металлургии Комсомольского-на-Амуре государственного технического университета (Россия, Комсомольск-на-Амуре); 681013, г. Комсомольск-на-Амуре, пр. Ленина, 27; 89098625753. E-mail: userman10@mail.ru.

Mr. Vadim V. Chernomas – Dr. Habil. of Engineering, Associate Professor, Department of Mechanical Engineering and Metallurgy, Komsomolsk-on-Amur State Technical University (Russia, Komsomolsk-on-Amur); 681013, Komsomolsk-on-Amur, 27, Lenin Ave.; +7 9098625753. E-mail: userman10@mail.ru

Химухин Сергей Николаевич – доктор технических наук, доцент, заведующий лабораторией «Конструкционные и инструментальные материалы» Института материаловедения ХНЦ ДВО РАН (Россия, Хабаровск); 680042, г. Хабаровск, ул. Тихоокеанская, 153; 89242030609. E-mail: ximuxin@yandex.ru.

Mr. Sergey N. Khimukhin – Dr. Habil. of Engineering, Associate Professor, Head of the Laboratory of Structural and Tooling Materials, Institute for Materials Technology, Khabarovsk Research Centre under the Far Eastern Branch of the Russian Academy of Sciences (Russia, Khabarovsk); 680042, city of Khabarovsk, 153, Tikhookeanskaya Str.; +7 9242030609. E-mail: ximuxin@yandex.ru.

Ри Эрнст Хосенович – доктор технических наук, профессор, Исполнительный директор департамента по инновации и профессор кафедры «Литейное производство и технология металлов» Тихоокеанского государственного университета (Россия, Хабаровск); 680035, г. Хабаровск, ул. Тихоокеанская, 136; 89242024953. E-mail: erikri999@mail.ru.

Mr. Ernst Kh. Ri – Dr. Habil. of Engineering, Professor, Executive Director of the Department of Innovation (organizational), Professor at the Department of Foundry Engineering and Metal Technology (academic), the Pacific State University (Russia, Khabarovsk); 680035, city of Khabarovsk, 136, Tikhookeanskaya Str.; telephone: + 7 9242024953. E-mail: erikri999@mail.ru.

Гостищев Виктор Владимирович – кандидат технических наук, старший научный сотрудник лаборатории «Конструкционные и инструментальные материалы» Института материаловедения ХНЦ ДВО РАН (Россия, Хабаровск); 680042, г. Хабаровск, ул. Тихоокеанская, 153; 89242030609.

Mr. Viktor V. Gostishchev – PhD in Engineering, Senior Researcher, Laboratory of Structural and Tooling Materials, Institute for Materials Technology, Khabarovsk Research Centre under the Far Eastern Branch of the Russian Academy of Sciences (Russia, Khabarovsk); 680042, city of Khabarovsk, 153, Tikhookeanskaya Str.; +7 9242030609.

Аннотация. Исследована структура и свойства полос сплава АК12ч, полученных совмещенной технологией литья и деформации. Проведен анализ дефектов на поверхности полосы, из которых основными являются наплывы и окисные пленки. Микроструктура по сечению полосы неоднородна, обнаружены ее участки со слоистым строением, что при испытаниях на ударный изгиб проявляется в виде расслоя. Установлено, что предварительный нагрев кристаллизатора перед разливкой (70 °С) не вли-



жет на структурообразование металла. Приведены рекомендации по дальнейшему совершенствованию технологии и повышению качества металла.

Summary. This investigation concerns the structure and properties of AK12ch-alloy strips produced by parallel casting and deformation. Strip surface blemishes are analyzed, primarily lapping and oxide scabs. The microstructure at the cross-section of a strip is non-homogeneous: there are spots of slated structure which under impact bending demonstrate slip crack. We have ascertained that the preheating of a crystallizer before casting (70 °C) has no impact upon metal structuring. We suggest our recommendations concerning further improvement of the technology and enhancing metal quality.

Ключевые слова: поверхностные дефекты, макроструктура, микроструктура, литье и деформация.

Key words: surface blemish, macrostructure, microstructure, casting and deformation.

УДК 669.18.046; 621.74.047

Введение

Развитие современного машиностроения невозможно без использования новых технологических процессов получения металлоизделий [1]. В настоящее время разрабатывается технология получения длинномерных металлоизделий из алюминиевых сплавов, реализуемая на основе совмещения технологических процессов непрерывного литья и горячей обработки металлов давлением [2]. Особенностью указанного процесса является то, что кристаллизация и деформирование металла подвижными стенками кристаллизатора в профиль заданного поперечного сечения осуществляется одновременно, в непрерывном режиме. Процесс деформирования металлов начинается в твердо-жидком состоянии и заканчивается в твердом состоянии. При этом тепловые и деформационные условия формирования структуры металлоизделий, полученных таким способом, отличаются от условий, характерных при формировании структуры металлоизделий, изготовленных по традиционным технологиям (литье, обработка металлов давлением). Основой для развития технологии, совмещающей процесс литья и деформации алюминиевых сплавов, является изучение процессов структурообразования в условиях различных тепловых и деформационных воздействий, что представляет собой самостоятельный интерес, а полученные результаты исследования могут быть использованы в смежных областях производства.

Целью настоящего исследования является изучение закономерностей формирования структуры и свойств эвтектического алюминиевого сплава, полученного в условиях его кристаллизации с одновременным деформированием.

Методика и материалы

В качестве объектов исследования были использованы образцы, изготовленные из полос алюминиевого сплава АК12ч ГОСТ 1583-93 с поперечным сечением 4,5×30 мм и 9×30 мм. Полосы получали с применением специального устройства – установки непрерывного литья и деформации металла, реализующей совмещенный процесс непрерывного литья и горячей обработки давлением. Плавку алюминиевого сплава проводили в облицованном металлическом тигле-дозаторе объемом 30 см³, установленном в муфель электрической печи марки LMV5/12. Контроль и регистрацию значений температуры алюминиевого сплава в тигле-дозаторе осуществляли с помощью термопары ХА (К) по ГОСТ Р8.585-2001 с диаметром проволоки 0,5 мм, а температуру стенок кристаллизатора измеряли с помощью термопар градуировки ХК по ГОСТ Р8.585-2001 с диаметром проволоки 0,5 мм. Показания датчиков температуры фиксировали с помощью многоканального измерителя температуры марки «Термодат-29М1» (ТУ 4218-004-12023213-2004, государственный реестр средств измерения России № 17602-04). Значения начальной температуры кристаллизатора и температуры заливки алюминиевого сплава выбирали исходя из критериев устойчивости процесса [3] и ранее проведенных исследований [4]. Максимальная степень деформации металлоизделия в



калибрующей части кристаллизатора определялась из физического моделирования процесса, полученный результат – 0,25 [5].

Металлографический анализ полосы металла, полученной при различных технологических режимах и конструктивных параметрах, проводили последовательно в два этапа. На первом этапе изучали поверхность образцов, на втором этапе – структуру и механические свойства образцов. Тип и развитие дефектов на поверхности образцов металлоизделий оценивали визуально с использованием бинокулярного микроскопа МБС 10. Микроструктурные исследования проводили на шлифах, вырезанных из образцов полосы в поперечном и продольном сечениях до и после травления с использованием микроскопа Micro-200. Микроструктурные и фрактографические исследования изломов проводили с использованием растрового электронного микроскопа SU-70 Hitachi. Для оценки количественных параметров микроструктуры использовали размерные параметры частиц кремния. Твердость образцов металлоизделий исследовалась методом Бринелля по ГОСТ 9012-59. Предел пропорциональности при сжатии определялся исходя из анализа зависимостей, полученных на испытательной машине Shimadzu модели AG-100 kN/C.

Результаты исследования и их обсуждение

Исследования для оценки степени влияния технологических факторов на качество полос из сплава АК12ч проводили на восьми типах образцов, различающихся толщиной и температурными режимами получения. Анализ проводили визуально и с использованием бинокулярного микроскопа в основном на широкой поверхности полосы. Практически на поверхностях всех типов полос обнаружены одинаковые дефекты, но с различной степенью развития. Наиболее часто встречаются наплывы и окисные пленки, в меньшей степени обнаруживаются неслитины и поры, причем к последним ошибочно можно отнести своеобразно расположенные мелкие закатанные неслитины, поэтому сложность однозначной идентификации типа дефекта обусловлена деформацией литого металла в жидко-твердом и твердом состояниях. В табл. 1 приведены режимы получения и относительное количество дефектов в образцах различного типа.

Таблица 1

Условия получения и дефекты поверхности полосы

Тип образцов	Условия получения полосы			Площадь поверхности с дефектами*, %
	Температура, °С		Толщина полосы, мм	
	заливки	кристаллизатора		
1	730	110	9,0	12
2			4,5	5
3		40	9,0	13
4			4,5	6
5	680	40	9,0	75
6			4,5	8
7		110	9,0	65
8			4,5	7

* Указана доля площади поверхности полосы с дефектами по отношению к площади широкой поверхности полосы

Как следует из приведенных результатов, значительно меньшее количество дефектов имеют полосы меньшей толщины (4,5 мм) относительно полос с большей толщиной (9 мм). Полученные результаты объясняются более высокой степенью обжатия полос толщиной 4,5 мм и увеличением глубины проникновения жидкой фазы по высоте кристаллизатора при получении полосы толщиной 9 мм.

Таким образом, целесообразным является проведение дальнейших исследований на более качественном металле с толщиной полос 4,5 мм. На рис. 1 приведена структура полосы

с различными типами дефектов, баллами их развития и видами поперечных изломов. На широкой поверхности отдельных участков полосы заметны деформированные поверхностные корковые слои металла (см. рис. 1, а). С помощью послойного снятия металла было установлено, что глубина залегания дефекта достигает 0,8 мм.

Наиболее вероятной причиной формирования этого дефекта может быть недостаточная толщина металла корковой зоны, что вызвало ее деформацию. В случае если происходит прорыв расплавом корковой зоны полосы, формируется дефект (см. рис. 1, б). При исследовании продольного темплета таких участков обнаружены закатанные оксидные пленки и слоистая макроструктура, что свидетельствует о сложном характере распределения расплава с различной температурой. На узкой поверхности полосы (см. рис. 1, в) видны разрывы с сильно развитой поверхностью. Данный тип дефекта является следствием схватывания корочки металла со стенками кристаллизатора с последующим ее отрывом при продвижении металла в зону калибрования.

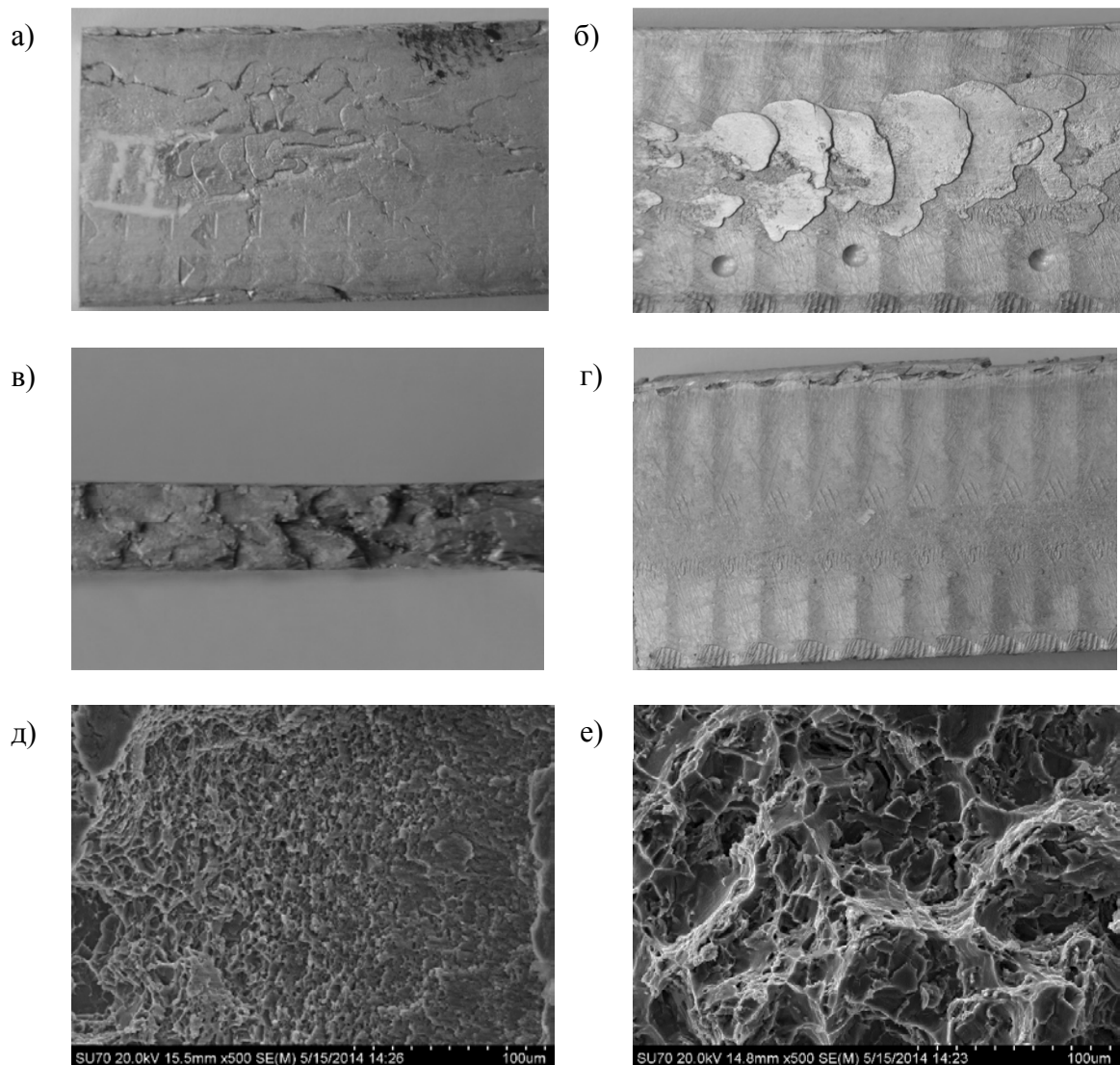


Рис. 1. Структура полосы толщиной 4,5 мм:

- а – дефекты на широкой поверхности полосы; б – дефекты от прорыва металла корковой зоны; в – дефекты на узкой поверхности полосы; г – текстура поверхности от деформирующих валков; д – излом в краевой зоне; е – излом в центральной зоне

Измерение твердости проводили по методу Бринелля на широкой поверхности полос. Твердость на всех типах образцов изменяется в широком интервале значений от 50 до 64 НВ



и практически не зависит от их толщины. Объяснить такой характер изменения твердости только влиянием деформирующих металл стенок кристаллизатора невозможно. Наиболее вероятно, что на твердость дополнительно влияет неоднородность макро- и микроструктурного строения полосы.

При изучении микроструктуры темплетов в поперечном и продольном сечениях заметно ее слоистое (с шириной до 1,5 мм) строение. Практически во всех типах полос более мелкозернистое строение структурных составляющих наблюдается в краевой области, тогда как ближе к центральной части полосы обнаружены слои с различным размером микроструктуры.

Необходимо отметить наличие повышенного количества неметаллических включений и пор на границе слоев с различной микроструктурой, особенно расположенных ближе к центральной части. В центральной части полосы зерна эвтектики и включения кремнистой фазы достигают максимальных размеров.

Для определения влияния температуры заливки и подогрева кристаллизатора на микроструктуру металла проводились исследования размеров включений кремния в металле полос, полученных на начальном и завершающем этапах разлива. В табл. 2 приведены размерные параметры кристаллов кремния в соответствующей области полосы в зависимости от расположения и условий разлива. Как следует из представленных результатов, размеры кристаллов кремния меняются в широком интервале как в краевой, так и в центральной частях полосы, при этом размеры кристаллов кремния в краевой части полосы изменяются в несколько раз, а в центральной – на несколько порядков.

Таблица 2

Размеры кристаллов кремния в зависимости от места их расположения в полосе

Тип образцов	Область анализа в сечении полосы	Средние размеры вытянутых кристаллов кремния, мкм		Размер локальных включений кремния, мкм
		толщина	длина	
2 начало	краевая	1,3...2,5	5...25	–
	центральная	2...20	15...130	30...180
2 конец	краевая	1,5...3,0	5...50	...
	центральная	2,5...20,0	20...130	30...110
4 начало	краевая	1,5...2,8	3...19	–
	центральная	2...13	4...100	30...60
4 конец	краевая	2,8...8,0	5...28	–
	центральная	5...12	20...160	20...90

Оценивая полученные результаты в целом, мы видим, что температура предварительного нагрева кристаллизатора перед разливкой не оказывает на размер кристаллов кремния заметного влияния. Полученный результат, с одной стороны, можно объяснить формированием слоистой микроструктуры, которая обусловлена наличием расплава с различной температурой при формировании полосы. С другой стороны, предварительный нагрев кристаллизатора (70 °С) быстро нивелируется за счет нагрева кристаллизатора металлическим расплавом. Необходимо отметить, что полученный результат положительно характеризует новую технологию в плане получения металла стабильного качества и свойств.

При определении предела пропорциональности при сжатии $\sigma_{\text{пц}}^c$ достоверные результаты удалось получить только с использованием образцов толщиной 9 мм. При этом для продольных образцов $\sigma_{\text{пц}}^c$ изменяется в пределах от 17,3 до 18,5 кгс/мм², а для поперечных – от 16,6 до 19,1 кгс/мм². Изучение характера поверхности излома образцов после испытаний, особенно поперечных, показало наличие в них расслоений. Наличие расслоений объясняет



широкий интервал изменения значений $\sigma_{\text{пл}}^c$. Для изучения характера разрушения образцов из металла полосы толщиной 4,5 мм были изготовлены поперечные изломы. Предварительно на поверхность образцов наносили концентратор напряжений в виде U-образного надреза, имитируя испытания на ударную вязкость.

Как показал фрактографический анализ, изломы всех образцов вязкие, с характерными ямками по поверхности разрушения. Причем в изломе поверхностной части полосы размер ямок (см. рис. 1, *з*) меньше, чем в средней части (см. рис. 1, *д*), что отражает размер микроструктурных составляющих сплава. Кроме этого, в ряде изломов наблюдаются расслоения металла, как и в случае статических испытаний на изгиб образцов с размером 9 мм. Наиболее вероятно, что возникновение расслоений в изломе является следствием слоистого строения микроструктуры и наличия дефектов в виде пор и окисных пленок, которые формируются в процессе кристаллизации между слоями.

Таким образом, оценивая полученные результаты в целом, необходимо отметить перспективность рассматриваемой в статье новой совмещенной технологии и возможность ее совершенствования с обеспечением высокого качества изделий. Для совершенствования разрабатываемой технологии можно сделать следующие выводы:

1) Для получения полосы металла с минимальным количеством дефектов перед разливкой необходимо предусмотреть технологические приемы по рафинированию расплава от газов и неметаллических включений.

2) Более высокий нагрев кристаллизатора (на 70 °С) перед разливкой не оказывает заметного влияния на структурообразование полосы.

3) Необходимо предупредить формирование микроструктуры полосы металла в виде слоев, например посредством магнитного перемешивания.

Данная работа выполнена при поддержке грантов 12-И-ОЭММПУ-06 и 12-И-П25-02.

ЛИТЕРАТУРА

1. Минаев, А. А. Совмещенные металлургические процессы / А. А. Минаев. – Донецк : изд-во «УНИТЕХ», 2008. – 552 с.
2. Черномас, В. В. Теоретическое и экспериментальное исследование совмещенного процесса литья и деформации металла / В. В. Черномас, В. И. Одинокоев, А. А. Соснин. – Владивосток : Дальнаука, 2013. – 130 с.
3. Черномас, В. В. Критерии устойчивости технологического процесса получения металлоизделий на установке горизонтального литья и деформации металла / В. В. Черномас, Н. С. Ловизин, А. А. Соснин // Проблемы машиностроения и надежности машин. – 2012. – № 2.
4. Черномас, В. В. Исследование тепловых процессов, протекающих при изготовлении металлоизделий совмещенным методом литья и штамповки // Обработка металлов : технология, оборудование, инструменты. – 2011. – № 3.
5. Черномас, В. В. Моделирование процесса деформации при получении алюминиевой полосы совмещенным методом литья и деформации металла / В. В. Черномас, С. Н. Химухин, С. Р. Саликов, А. В. Коновалов // Обработка металлов: технология, оборудование, инструменты. – 2012. – № 3.

Соловьев В. В., Козырь А. В.
V. V. Solovyev, A. V. Kozyr

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНЫХ ИЗМЕНЕНИЙ НА ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ МОДИФИЦИРОВАННОЙ ЭЛЕКТРОИСКРОВЫМ СПОСОБОМ СТАЛИ 45

THE EFFECT OF STRUCTURAL CHANGES ON WEAR RESISTANCE OF STEEL 45 AFTER ELECTROSPARK DEPOSITION PROCESSING



Соловьев Владислав Викторович – кандидат технических наук, доцент Амурского государственного университета (Россия, Благовещенск); 8(924)447-16-35. E-mail: soloviev.1975@mail.ru

Mr. Vladislav. V. Soloviev – PhD in Engineering, Associate Professor, the Amur State University (Russia, Blagoveshchensk); + 7 (924) 4471635. E-mail: soloviev.1975@mail.ru.



Козырь Аркадий Валентинович – кандидат технических наук, доцент, ведущий научный сотрудник лаборатории обработки материалов концентрированными потоками энергии Амурского государственного университета (Россия, Благовещенск); 8(924)671-07-82. E-mail: a-v-kozyr@yandex.ru

Mr. Arkady. V. Kozyr – PhD in Engineering, Associate Professor, Chief Research Officer, Laboratory of Materials Processing by Concentrated Energy Fluxes, the Amur State University (Russia, Blagoveshchensk); + 7 (924) 6710782, E-mail: a-v-kozyr@yandex.ru.

Аннотация. Выполнен анализ структуры поверхностного слоя стали 45, упрочненной электроискровым легированием электродными материалами: технически чистым вольфрамом, алюминиевым сплавом АЛ9, медным сплавом М1. На основе данных рентгеновских спектров сделаны выводы о влиянии энергии искрового разряда и физико-химических характеристик на параметры тонкой кристаллической структуры стали. Определена износостойкость полученных покрытий.

Summary. The paper offers results of the analysis of Steel45's overlay patterns hardened by electro spark doping with electrode materials: technical grade tungsten, AL9 aluminum alloy, M1 copper alloy. Relying on the X-ray spectrum data, we make conclusions as to how electric spark energy and physical chemical properties impact upon the parameters of the steel's thin crystal structure. The durability of the obtained coatings is measured.

Ключевые слова: машиностроение, электроискровое легирование, сталь 45, кристаллическая решетка, микроискажения, субблоки, продукты эрозии, упрочнение, износостойкость покрытий.

Key words: mechanical engineering, electric spark doping, Steel45, crystal lattice, micro distortions, sub-blocks, eroded material, hardening, coating wear-resistance.

УДК 621.793; 621.794; 621.357.7

Введение

Развитие современного машиностроения связано с применением новых прогрессивных технологий, позволяющих повысить ресурс и надежность деталей в условиях эксплуатации при действии динамических и статических контактных, силовых и тепловых нагрузок. В связи с этим возникает необходимость в разработке новых и совершенствовании традици-



онных методов поверхностного упрочнения частей узлов и деталей оборудования, среди которых заслуживает внимание метод электроискрового легирования (ЭИЛ). Однако широкое использование этого метода в машиностроении сдерживается отсутствием систематических данных по оптимизации режимов упрочнения, выбору электродов легирования и сложностью прогнозирования структуры и эксплуатационных свойств модифицированной поверхности.

В работах [1; 2] в качестве критериев оценки оптимизации процесса ЭИЛ были использованы параметры тонкой кристаллической структуры: размеры блоков D и величины микронапряжений $\frac{\Delta d}{d}$. Установлено, что размеры блоков и величина микроискажений кристаллической решетки зависят от величины энергии разряда при ЭИЛ.

Материалы и методика исследования

В качестве материала подложки выбрана сталь 45 как наиболее распространенный конструкционный материал. Образцы подложки имели форму параллелепипеда с основанием 10×10 мм и толщиной 4 мм. ЭИЛ образцов проводили на установке «Элитрон-22А» с амплитудой колебания электрода (100 ± 10) Гц. Характеристики используемых энергетических режимов электроискрового воздействия приведены в табл. 1. Исходным образцом была сталь 45, отожженная при 900°C . В качестве анодных электродов использовались: технически чистый вольфрам W (состав: 99,9 % W, 0,1 % примеси Si, Ni, Mo, Ca, Al, Fe), медный сплав M1 (состав: 94 %, 6 %), алюминиевый сплав АЛ9 (состав: 94 %, 6 %).

Таблица 1

Энергетические характеристики используемых режимов ЭИЛ

Номер режима	1	2	3	4	5
Энергия разряда, Дж	0,022	0,09	0,25	0,73	0,86
Длительность разряда, мкс	112	118	120	123	105

Съемка производилась на рентгеновском дифрактометре ДРОН-3М на $\text{CuK}_{\alpha,\beta}$ – излучении методом Дебая-Шеррера с фокусировкой по Бреггу-Брентано. Режимы съемки аналогичны режимам, принятым в работе [1].

Расчет межплоскостных расстояний производился по формуле Вульфа-Брэгга [3]. При определении параметров тонкой кристаллической структуры выделялись линии (110), (220). Выбор аппроксимирующей функции производился с помощью «с-критерия» [4].

Параметры тонкой кристаллической структуры определены из соотношений

$$\frac{\Delta d}{d} = \frac{\beta}{4 \operatorname{tg} \theta} \left(\frac{3^{\frac{m}{n}} - 1}{3 \left(\frac{m}{n} \right)} \right), \quad D = \frac{\lambda}{\beta \cos \theta} \left(\frac{3^{\frac{m}{n}}}{3^{\frac{m}{n}} - 1} \right),$$

где θ – угол отражения [5].

Исследования износостойкости предусматривали измерение коэффициента трения и интенсивности износа упрочненных поверхностей. Трение моделировалось на стандартной машине 2070-СМТ-1. Геометрические параметры износа измерялись лупой Бринелля с 24-кратным увеличением и ценой деления шкалы 0,05 мм. Процесс изнашивания фиксировался с помощью записи трибограмм, с фиксированием момента трения в зоне контакта.

Результаты и обсуждения

Расчетные величины среднего размера блоков D и средней величины микроискажений представлены в табл. 2. Исходная структура стали 45 характеризуется размерами субблоков $D = 800-950 \text{ \AA}$ и микроискажениями 4-5 [1].



Таблица 2

Средние размеры блоков D и средние величины микроискажений $\frac{\Delta d}{d}$ стали 45 после ЭИЛ

Материал электрода	Параметры субструктуры	Энергия разряда, Дж				
		0,022	0,09	0,25	0,73	0,86
W	$D, \overset{\circ}{\text{А}}$	500-550	490-530	470-510	400-450	200-250
	$\varepsilon * 10^{-3}$	1-2	2-2,5	2,5-3	3-4	2-3
M1	$D, \overset{\circ}{\text{А}}$	800-870	770-810	700-760	600-680	570-620
	$\varepsilon * 10^{-3}$	1-2	2-2,5	2-2,5	2-3	3-4
АЛ9	$D, \overset{\circ}{\text{А}}$	600-670	550-600	500-570	460-510	390-460
	$\varepsilon * 10^{-3}$	1-2	1-2	2-2,5	2-3	3-4

Из табл. 2 видно, что размеры субблоков и микроискажений в легированном слое подложки зависят от энергетических параметров разряда и материалов электродов. Увеличение энергии в разряде увеличивает удельную плотность искрового разряда, и легированный слой характеризуется более мелкой дисперсной структурой. Микроискажения возрастают с ростом энергии разряда, что объясняется образованием более дисперсной структуры по сравнению с исходной. Эрозионный поток частиц, образующих покрытие, обладает запасом энергии, полученной при разрушении материала электрода и при воздействии искрового разряда. Запасенную энергию частицы можно оценить энтальпией эрозионного потока. Максимумом энтальпии обладают жидкокапельные эрозионные частицы. Энтальпия этих частиц потока определяется удельной теплоемкостью материала и скрытой теплотой плавления. Тугоплавкие металлы имеют при идентичных фазовых состояниях большую энтальпию по сравнению с легкоплавкими металлами (см. табл. 3).

Таблица 3

Теплофизические характеристики электродных материалов

Материал электрода	Теплофизические характеристики			
	$\lambda, \text{Вт}/(\text{м}\cdot\text{град})$	$T_{\text{пл}}, \text{К}$	$q_{\text{пл}}, \text{кДж}/\text{моль}$	$H, \text{кДж}/\text{моль}$
W	169	3670	4,51	17,55
M1	385	1356	3,73 [7]	7,35
АЛ9	209	933,5	2,56 [6]	4,06 [6]
Сталь 45	48	1812	-	-

Частицы, расплавленные в межэлектродном пространстве, взаимодействуют с поверхностью катода, в зоне контактного взаимодействия возникает тепловой источник, от которого тепло передается вглубь упрочняемой поверхности за счет теплопроводности [8]. Преобладание жидкокапельных частиц можно оценить по процентному содержанию шарообразных частиц эрозионного потока (см. табл. 4). Под воздействием расплавленных частиц электродов поверхностный слой подложки прогревается до температуры, соответствующей температуре плавления электродных материалов.

Время активного действия теплового источника соответствует периоду затвердевания осажденной расплавленной эрозионной частицы. Температура легированной поверхности под осажденной частицей определяется теплоемкостью, теплопроводностью и температурой плавления материала подложки. Увеличение этих параметров приводит к увеличению скорости охлаждения осажденной эрозионной частицы. Плотность теплового потока, отводимого вглубь за счет теплопроводности, определяется уравнением Фурье: $q_{mn} = \lambda \cdot \text{grad}T$. Поэтому тепловой поток, отводимый вглубь материала, будет возрастать с ростом градиента темпера-

туры в зоне обработки. Температурный градиент определяется возникшей температурой и теплотехническими характеристиками материалов.

Наибольшая скорость охлаждения соответствует вольфраму, так как частицы, находящиеся в жидкокапельном состоянии, обладают высокой температурой плавления и энтропией. При использовании вольфрама в качестве электрод-анода размеры субблоков принимают наименьшие значения. Использование более легкоплавких материалов, таких как АЛ9 и М1, приводит к образованию более крупных субблоков структуры по сравнению с тугоплавкими материалами.

Таблица 4

Гранулометрический состав продуктов эрозии при ЭИЛ стали 45

Материал электрода	Продукты эрозии	Энергия разряда, Дж				
		0,022	0,09	0,25	0,73	0,86
W	Шарообразные частицы, %	32,4	53,8	81	79,2	73,3
	Частицы хрупкого разрушения, %	67,6	46,2	19	20,8	26,7
M1	Шарообразные частицы, %	18,2	53,1	70,8	80,6	66,7
	Частицы хрупкого разрушения, %	81,8	46,9	29,2	19,4	33,3
АЛ9	Шарообразные частицы, %	45,5	53,1	44,4	60,7	67,6
	Частицы хрупкого разрушения, %	54,5	46,9	55,6	39,3	32,4

Необходимо отметить меньшие значения D при использовании электрода АЛ9, что вызвано высокой теплоемкостью алюминия при температурах плавления, что повышает энтальпию частиц. Наблюдается линейная зависимость энтальпии частиц эрозионного потока и субблоков структуры (см. рис. 1).

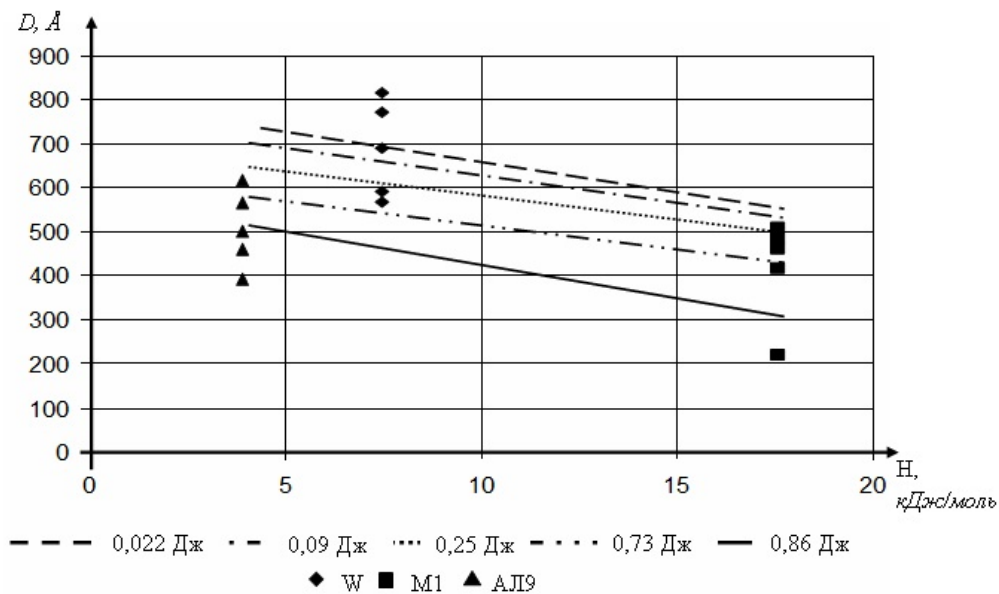


Рис. 1. Зависимость изменения размеров субблоков от энтальпии частиц эрозионного потока

Износостойкость полученных покрытий оценивается по размеру лунки износа, которая образуется в условиях разрушения, путем трения плоской колодки с контртелом (диском) на режимах в условиях граничной смазки. Относительная интенсивность износа рассчитана по формуле

$$J_{mp} = \frac{h_i}{h_H}$$

где h_i – лунка износа на поверхности, упрочненной ЭИЛ разными материалами электродов; h_H – лунка износа на неупрочненной поверхности.

Установлено, что высокой износостойкостью при больших значениях нагрузок обладает покрытие, сформированное при энергии разряда 0,86 Дж (см. табл. 5, см. рис. 2).

Таблица 5

Относительная интенсивность износа стали 45, легированной твердым сплавом ВК6, при трении о диск из стали 45

Энергия разряда, Дж	$J_{тр}$				
	$P \times V \cdot 103, \text{ Н} \cdot \text{м/мин}$				
	18,84	28,26	35,33	42,39	56,52
0,25	0,592	0,448	0,606	0,600	0,424
0,73	0,364	0,493	0,577	0,502	0,363
0,86	0,512	0,545	0,590	0,439	0,378

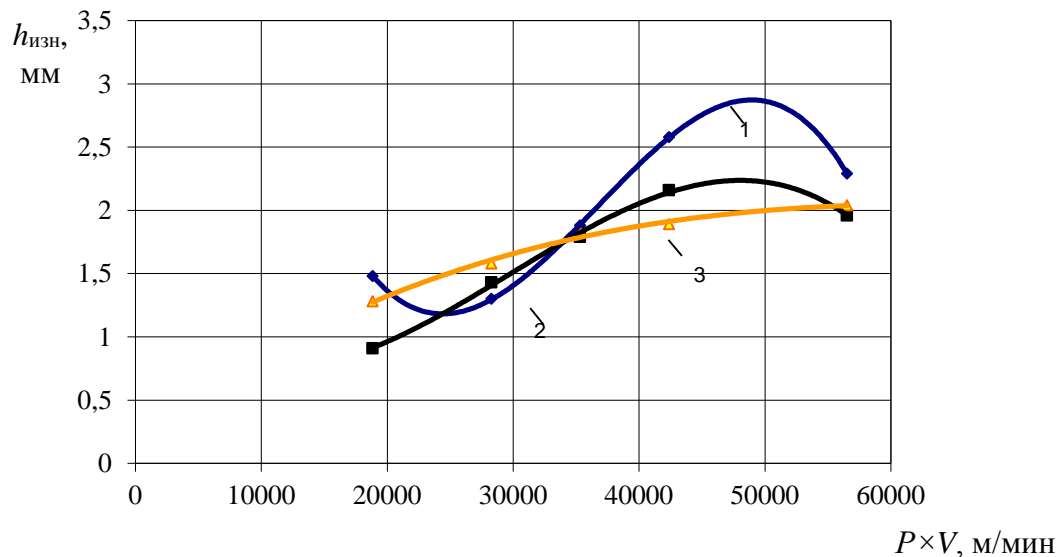


Рис. 2. Изменение лунки износа в зависимости от условий нагружения и энергии разряда: 1 – 0,25 Дж; 2 – 0,73 Дж; 3 – 0,86 Дж; электрод-анод – ВК6; подложка – сталь 45

Выводы

Величина субблоков и микроискажений определяется теплофизическими параметрами электродных материалов. С увеличением значений теплофизических свойств электродных материалов, таких как удельная теплоемкость материала и скрытая теплота плавления, размеры субблоков уменьшаются.

Использование метода ЭИЛ позволяет увеличивать износостойкость пар трения в нагруженных узлах нефтяного оборудования за счет образования субблочной структуры и увеличения значений микроискажений в модифицированных поверхностных слоях материала основы. Установлено качественное улучшение триботехнических свойств стали 45 после ЭИЛ твердым сплавом ВК6.



ЛИТЕРАТУРА

1. Соловьев, В. В. Изменение структуры стали 45 при электроискровом легировании сплавом ВК6 / В. В. Соловьев, Е. С. Астапова, В. А. Агапатов // Физика и химия обработки материалов. – 2002. – № 6. – С. 73-76.
2. Верхотуров, А. Д. Влияние режимов электроискрового легирования и электродных материалов на структуру и износостойкость покрытий / А. Д. Верхотуров, Ю. И. Мулин, Е. С. Астапова, В. А. Агапатов, М. И. Щетинин, А. В. Козырь, В. В. Соловьев // Электронная обработка материалов. – 2004. – № 3. – С. 17-21.
3. Миркин, Л. И. Справочник по рентгеноструктурному анализу поликристаллов / Л. И. Миркин. – М., 1961. – 863 с.
4. Смыслов, Е. Ф. Простой критерий выбора аппроксимирующих функций / Е. Ф. Смыслов, В. П. Нагорнов // Аппаратура и методы рентгеновского анализа. – Л.: Машиностроение, Ленингр. отд-ние, 1985. – Вып. 34. – С. 140-141.
5. Нагорнов, В. П. Формулы для определения размеров блоков и величины микронапряжений с помощью функции Лауэ / В. П. Нагорнов // Аппаратура и методы рентгеновского анализа. – Л.: НПО Буревестник, 1983. – С. 75-80.
6. Алюминий: свойства и физическое металловедение: справочник; пер. с англ. – М.: Metallurgia, 1989. – 422 с.
7. Иванов, Е. М. Особенности газотермического нанесения покрытий на подложку / Е. М. Иванов, А. А. Углов // Физика и химия обработки материалов. – 1989. – № 6. – С. 69-75.
8. Злыгостев, А. М. Роль плазменного канала и механизмы теплопередачи в процессе электроискровой обработки / А. М. Злыгостев, М. Ю. Сарилов, А. С. Линёв // Ученые записки Комсомольского-на-Амуре государственного технического университета. Науки о природе и технике. – 2011. – № II-1(6). – С. 57-63.

Верхотуров А. Д., Мокрицкий Б. Я., Пустовалов Д. А., Кравченко Е. Г.

A. D. Verkhoturov, B. Y. Mokritsky, D. A. Pustovalov, E. G. Kravchenko

К ВОПРОСУ О НОВОЙ ПАРАДИГМЕ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ

ON A NEW PARADIGM IN THE MATERIALS TECHNOLOGY



Верхотуров Анатолий Демьянович – доктор технических наук, профессор, Заслуженный деятель науки РФ, главный научный сотрудник лаборатории природопользования Института водных и экологических проблем ДВО РАН (Россия, Хабаровск). E-mail: verhoturov36@mail.ru

Mr. Anatoly D. Verkhoturov – Doctor of Engineering, Professor, bearer of the title "Honoured Worker of Science and Engineering of Russia", Senior Research Fellow, Laboratory of Natural Resource Management, Institute of Water and Environmental Problems, the Far Eastern Branch of Russian Academy of Sciences (Russia, Khabarovsk). E-mail: verhoturov36@mail.ru.



Мокрицкий Борис Яковлевич – доктор технических наук, доцент, Заслуженный изобретатель РФ, чл.-корр. Академии проблем качества РФ, старший научный сотрудник лаборатории покрытий, профессор кафедры «Технология машиностроения» Комсомольского-на-Амуре государственного технического университета (Россия, Комсомольск-на-Амуре). E-mail: boris@knastu.ru.

Mr. Boris Y. Mokritsky – Doctor of Engineering, Associate Professor, bearer of the title "Honored Inventor of Russia", Corresponding Member of the Academy for Quality, Senior Research Fellow, Laboratory of Coatings, Professor of the Department of Mechanical Engineering, Komsomolsk-on-Amur State Technical University (Russia, Komsomolsk-on-Amur). E-mail: boris@knastu.ru.



Пустовалов Дмитрий Александрович – заместитель начальника цеха филиала открытого акционерного общества «Авиационная холдинговая компания «Сухой» «Комсомольский-на-Амуре авиационный завод имени Ю. А. Гагарина», аспирант кафедры «Материаловедение и технология новых материалов» Комсомольского-на-Амуре государственного технического университета (Россия, Комсомольск-на-Амуре). E-mail: mitya.p2011@yandex.ru

Mr. Dmitry A. Pustovalov – Deputy Workshop Superintendant, affiliated company of the OJSC "Sukhoi Aviation Holding" – "Yuri Gagarin Aviation Plant in Komsomolsk-on-Amur", PhD Student, Department of Materials and New Materials Technology, Komsomolsk-on-Amur State Technical University (Russia, Komsomolsk-on-Amur). E-mail: mitya.p2011@yandex.ru.



Кравченко Елена Геннадьевна – кандидат технических наук, доцент кафедры «Технология машиностроения» Комсомольского-на-Амуре государственного технического университета (Россия, Комсомольск-на-Амуре); 681021, Комсомольск-на-Амуре, ул. Котовского 1-65; 8-962-288-22-68. E-mail: ek74@list.ru.

Ms. Elena G. Kravtchenko – PhD in Engineering, Associate Professor, Department of Mechanical Engineering Technology, Komsomolsk-on-Amur State Technical University (Russia, Komsomolsk-on-Amur); 681021, Komsomolsk-on-Amur, 1, Kotovskogo Str., ap. 65; +7 962 2882268

Аннотация. Рассмотрены вопросы необходимости и своевременности развития парадигмы наук о материалах. Приведена хронология и примеры развития парадигмы, учитывающей наряду с известными элементами методологию и методы исследования. Приведены примеры нового оборудования и



приборов, учитываемых первым звеном новой парадигмы. Приведены примеры нового подхода к постановке проблем и их решения в области исследования материалов с использованием дополнительного звена предлагаемой парадигмы.

Summary. The paper considers the problem of the essential and timely development of the materials technology paradigm. We suggest a chronology and provide several illustrations of the development of the paradigm which take into account already known elements along with methodology and research methods. We also offer examples of application of this new approach to goal setting and goal attainment in the field of material analysis, using an additional element of the suggested paradigm.

Ключевые слова: Парадигма материаловедения, метод исследования, методология.

Key words: materials technology paradigm, research method, methodology.

УДК 621

1. Основные этапы развития парадигмы материаловедения

В 1938 г. основатель физико-химического анализа (ФХА) Н. С. Курнаков предложил [1] для изучения свойств веществ и материалов двухзвенную формулу «состав – свойства» как основу парадигмы материаловедения. Эта формула определила основные направления развития материаловедения как модель постановки проблем исследования материала на первом этапе его разработки. В итоге были созданы новые материалы, в том числе сложнолегированные функциональные стали, твёрдые сплавы, быстрорежущие инструментальные стали и т.д. Номенклатура сталей и сплавов исчислялась тысячами. Однако эта формула вскоре уже не могла удовлетворять интересы быстроразвивающейся науки о материалах. В середине XX в. возникла острая потребность в расширении формулы. Б. Ф. Ормонтом и Ю. Д. Третьяковым были предприняты [2] попытки ввести в эту двухзвенную формулу условия эксплуатации материала и энтропию. Однако это не имело успеха.

Наряду с указанным выше исследователи ещё в начале XIX в. начали осознавать влияние структуры материала на его свойства, но отразить это в парадигме материаловедения не представлялось возможным хотя бы потому, что на тот момент не было открыто явление дифракции рентгеновских лучей и были сомнения относительно того, что все ли металлы имеют кристаллическую решётку. Также не было согласия и в том, что зёрна реальных металлов действительно являются кристаллами. Позже при развитии исследований по структуре материалов учёными (Брег, Бюргерс, Поляни, Орован, Тейлор) было установлено [3], что среди других факторов она играет важную роль в формировании свойств материалов. На основании обобщения накопленных экспериментальных данных по влиянию структуры материалов на их свойства И. В. Тананаев предложил [4] трёхзвенную формулу «Состав – структура – свойства». Она стала основной парадигмой металловедения и затем материаловедения. Дальнейший ход развития науки о материалах дал основания И. В. Тананаеву сделать вывод о том, что одним из важнейших направлений развития является дисперсность структуры. На основании этого он предложил [4] четырёхзвенную формулу «состав – структура – дисперсность – свойства». При этом он уже тогда прогнозировал активно пропагандируемый сегодня нанометрический подход к пониманию термина «дисперсность», он сопрягал физический смысл этого термина с размерами частиц, «наименьшие из которых граничат с молекулярным уровнем». Таким образом, он предсказал неизбежность появления нового направления в науке о материалах – наноматериаловедения.

Однако указанная четырёхзвенная формула в силу ряда обстоятельств не стала общепринятой, и в этих обстоятельствах совсем не превалирует фактор борьбы различных научных школ. По нашему мнению, дисперсность – это состояние структуры, т.е. дисперсность всего лишь расширяет понятие структуры, а не определяет её, дисперсность органически связана со структурой, которая уже входит в состав трёхзвенной формулы, и нет необходимости расширять её до четырёх звеньев.



Дальнейшее развитие науки о материалах, особенно развитие принципов создания и получения материалов с заданными функциональными (эксплуатационными) свойствами, потребовало учёта в парадигме влияния на свойства технологии создания материала. Впервые потребность в таком учёте сформулировали [5] Г. В. Самсонов и Л. Ф. Прядко. Аналогичная направленность мышления констатирована в работах европейских учёных [6], которые определяли материаловедение как «создание знания, связанного со строением, структурой и обработкой материалов, и применение этого знания к свойствам материалов и их использованию». На основании этого и в результате анализа собственных данных А. Д. Верхотуровым в работе [7] сформулирована следующая новая четырёхзвенная формула «состав – структура – технология – свойства». Эта парадигма, в отличие от предшествующих, уже однозначно ориентировала на комплексный подход к изучению и созданию материалов с обязательным учётом влияния технологии получения материала на формирование заданных свойств при конкретно выбранных составе и структуре материала.

2. Современное состояние парадигмы материаловедения

В настоящее время имеется множество различных составов материалов, их структур. Только справочник марок сталей и сплавов насчитывает более 5 тысяч наименований материалов. Соответственно имеется много вариантов формулировок понятий «материаловедение», «металловедение». Чтобы представить объём и уровень успехов науки о материалах нужно «начать с рассмотрения методов исследования и используемых приборов» [3]. Несомненно, что создание новых приборов, методов, методик исследования значительно расширили знания человечества о материалах. Даже используемые названия свидетельствуют о новых физических принципах полученных новых знаний, например, ионный прецедор, электронно-лучевой анализатор, электронный, растровый или туннельный микроскоп, Оже-спектроскопия и т.д. Непрерывная потребность приводит к непрерывному появлению новых приборов и методов, которые значительно повышают уровень знаний о составе, структуре, технологии и свойствах материалов. В этой связи трудно переоценить, например, влияние на развитие науки о материалах, которое оказали такие революционные результаты фундаментальных исследований в физике, как открытие рентгеновских лучей, позволивших взглянуть внутрь атомной структуры вещества, раскрыть атомные механизмы, контролирующие поведение материала в разных условиях. Многообещающе выглядят перспективы использования явления сверхпроводимости, метода акустической или экзоэлектронной эмиссии.

В настоящее время разработка нового оборудования и методов исследования остаётся приоритетным направлением развития науки о материалах. Это зафиксировано [8] в так называемой Европейской белой книге по материаловедению, откуда заимствован рис. 1.

Немаловажно отметить и обратную сторону проблемы. Этот всёвозрастающий объём знаний в области наук о материаловедении многим исследователям затрудняет поиск наиболее рационального пути решения проблем, стоящих перед материаловедением как наукой о материалах, т.е. в выборе решений от формулировки той или иной проблемы к определению её гипотезы, к выбору методов исследования и интерпретации полученных новых знаний. Учёт этих обеих сторон одной и той же проблемы очевидно возможен с использованием современных методологий в науках.

Исходя из указанного выше имеется возможность констатировать, что четырёхзвенная формула Г. В. Самсонова требует уточнения в силу изменившихся обстоятельств, она требует расширения для обеспечения соответствия современным запросам науки о материалах. Также требует и корректировки указанная ранее парадигма материаловедения, сформулированная А. Д. Верхотуровым. В связи с этим нами предлагается пятизвенная формула парадигмы материаловедения. Она предопределяется современной методологией науки и записана следующим образом «методология и метод исследования – состав – структура – технология – свойства». Начальное звено формулы подразумевает неразрывность методологии и принятого метода исследования. Очевидно, не далеко то время, когда они будут отдельными звеньями формулы. Сегодня это преждевременно.

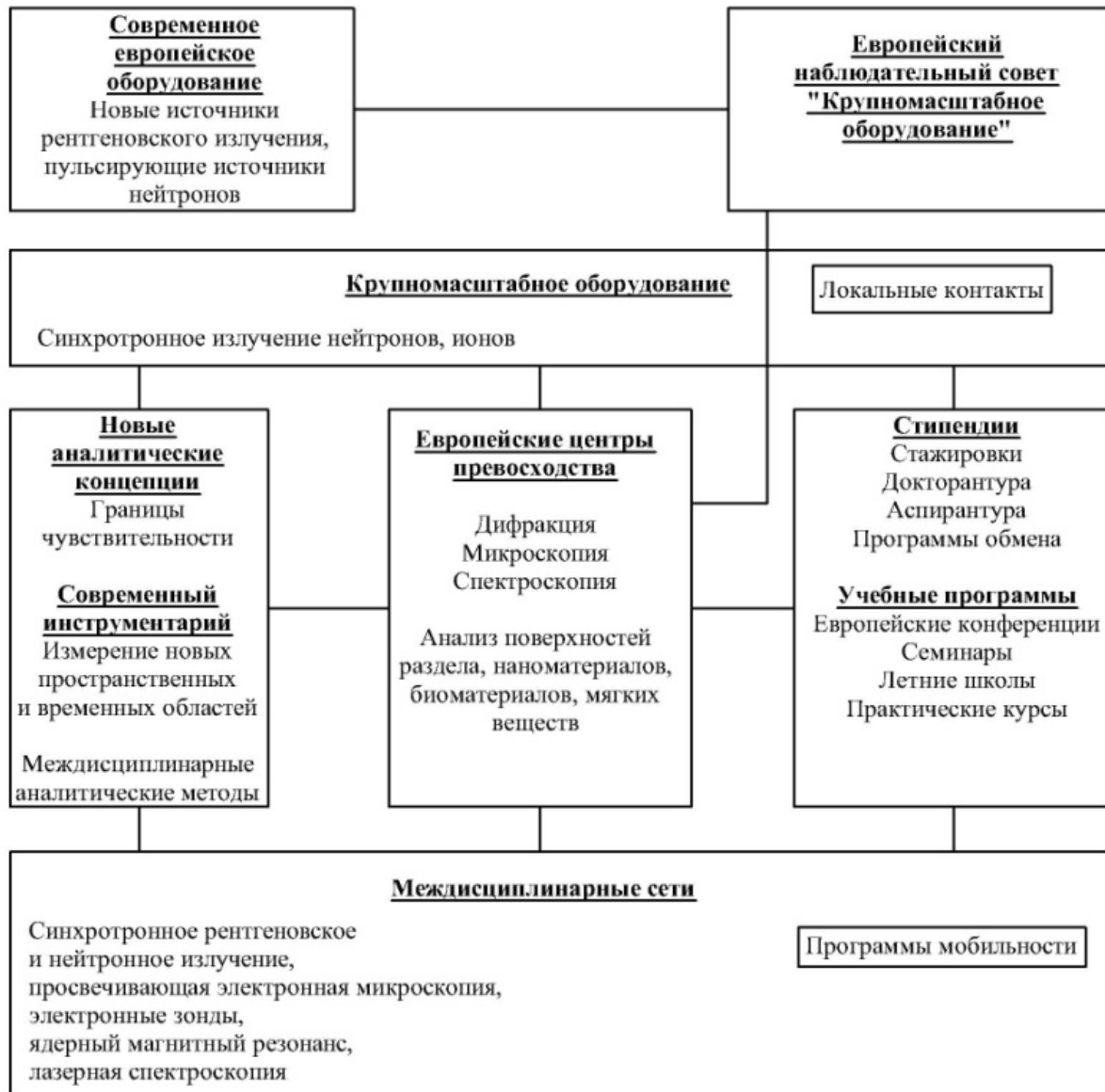


Рис. 1. Заимствованная [8] схема использования и разработки современного оборудования и приборов европейским научным сообществом (в оригинале рисунок назван «Европейские планы по использованию передового исследовательского оборудования»)

3. Мотивация и обоснование пятизвенной формулы парадигмы

Методология неразрывно связана с основными разделами парадигмы науки о материалах. Само определение парадигмы – как модели постановки проблем и их решения – уже предполагает использование определённой методологии, методологических схем, методов. В силу этого основными этапами исследования свойств материала могут быть некие звенья парадигмы, определяющие методологическую схему исследований, которая формирует «путь» – последовательность действий от постановки проблемы до определения истины. Некоторое представление об этих основных этапах даёт рис. 2. Именно методология, определяя структуру и логическую организацию научных исследований, устанавливает последовательность звеньев парадигмы. И именно она должна быть первым её звеном. Исследователь, говоря образно, двигаясь от проблемы к истине, на определённом этапе должен выбрать современные методы и оборудование для исследований. Таких путей движения к истине много. Исследователь должен выбрать один (иногда – два) из них, сообразуясь с конкретной задачей и исходной ситуацией.

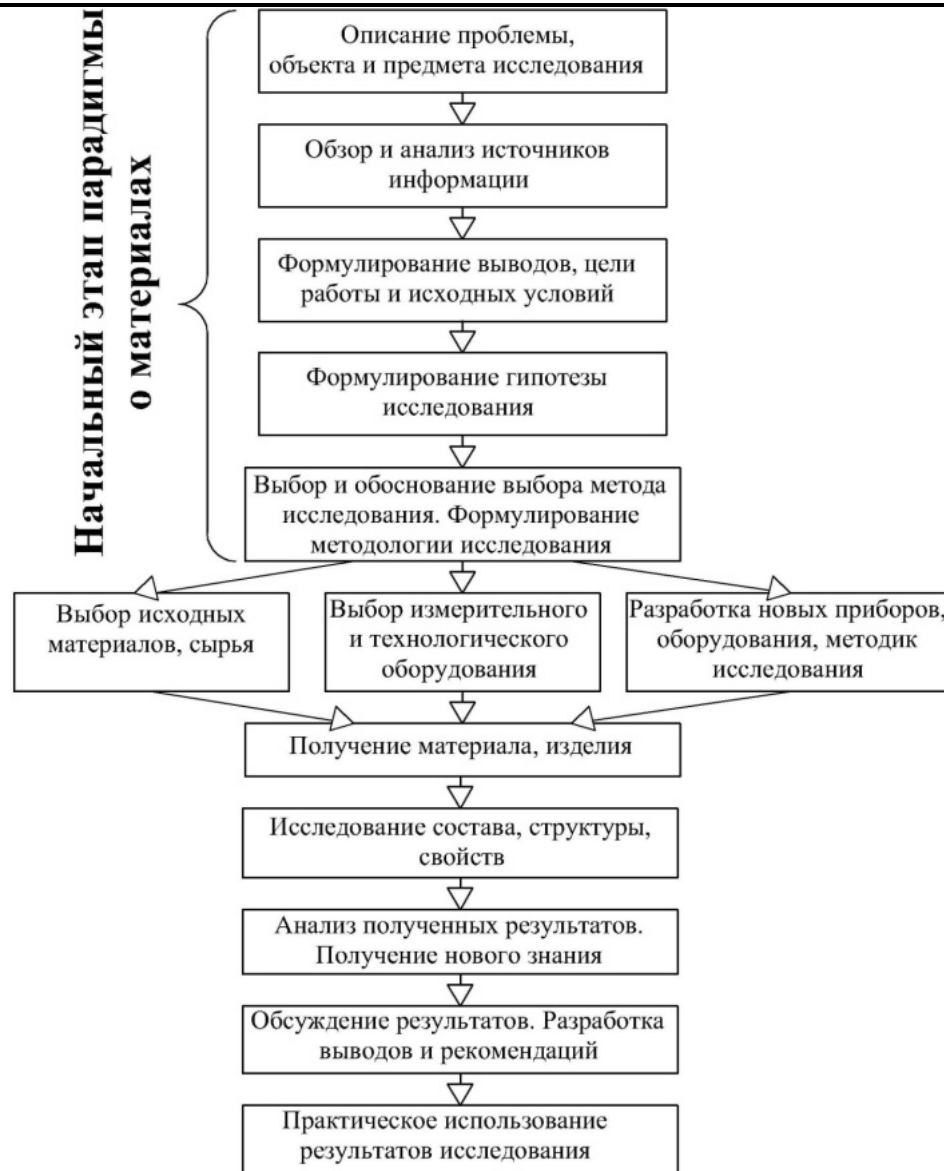


Рис. 2. Обобщённая методологическая схема исследований в области материаловедения

Отсюда следует, что методология науки и методы исследования – важнейшее и начальное звено парадигмы науки о материалах. Жаль, что в отечественной науке этому не придаётся должного значения. Это снижает качество исследований. Например, в работе [9] Р. М. Розин констатирует, что одним из недостатков защищаемых диссертаций является «низкая культура научного мышления и работы исследователей», т.е. отмечается низкий методологический уровень диссертаций и исследователей.

Следует отметить, что необходимость реорганизации основных парадигм науки отмечалась учёными неоднократно, например профессорами Т. Куном [10], С. Н. Григорьевым [11], А. С. Верещакой [12], А. И. Евстигнеевым [13].

Предложенная нами выше пятизвенная парадигма науки о материалах требует того, что научная работа (как и диссертационная работа в частности) должна начинаться с разработки её методологической схемы, т.е. с разработки методологии решения проблемы, подразумевающей, в том числе, и само описание решаемой проблемы. Проблема может иметь разные ракурсы, следовательно, могут быть разными цели и задачи исследований. Соответственно им может трансформироваться методологическая схема, приведённая на рис. 2.

Концепция такой методологической схемы заимствована из работы [14], где показана, что она жизненна и нашла практическое применение.

Предлагаемый нами подход в начальном звене парадигмы (рис. 3) наряду с методологией предусматривает и метод исследования. Учёт метода исследования необходим крайне. Без этого невозможно сопоставить или сравнить полученные новые научные результаты. Следовательно, метод исследования не только нужно выбрать и обосновать выбор, его обязательно нужно указать в начале исследования для того, чтобы другие могли знать, как и с помощью каких средств и методик получен результат и его числовые значения. Только в этом случае допустимо сопоставление результатов.

Например, при указании величины твёрдости H материала общепринято указать метод измерения (R – по методу Роквелла, V – по методу Виккерса и т.д.). Когда этого недостаточно для сравнения полученных результатов, то дополнительно указывают сведения об используемой шкале прибора (шкала A или C), размере и форме индентора, длительности нагрузки, температуре и т.д. Вот почему и методология и методы исследования нами сегодня в этой парадигме рассматриваются неразрывно.



Рис. 3. Графическая иллюстрация предложенной новой парадигмы науки о материалах

В связи с тем, что конечной целью науки в рамках рассматриваемой проблемы является усовершенствование уже известных и создание новых материалов и изделий из них, то нами предлагается и заключительное звено новой парадигмы – «материал». Ранее это предполагалось по умолчанию. Для облегчения зрительного восприятия предлагаемых изменений рамка начального звена парадигма на рис. 3 выделена жирной линией, рамка заключительного звена – пунктирной линией.

4. Пример приложения новой парадигмы материаловедения при оценке физико-механических и эксплуатационных свойств материалов

Выше речь шла о том, что методология исследования обязательно должна базироваться на использовании новых методов, приборов и оборудования. Не обязательно, что старые должны быть отмечены. Но новые должны быть учтены и положены в основу реализации методологии. К сожалению, в настоящее время превалируют зарубежные приборы и оборудование. В Российской Федерации до сих пор отсутствует даже государственная программа по созданию современного исследовательского и технологического оборудования. Но это не повод для того, чтобы новое знание получать только на устаревших приборах и оборудовании. В этой обстановке российские исследователи оправдано вынуждены использовать импортное оборудование и приборы. Большинство интуитивно понимают необходимость создания новых методик и приборов, т.е. необходимость выполнения первого звена парадигмы. Часть исследователей вынуждена создавать своё собственное оборудование и новые методы исследований.

Кратко рассмотрим совершенствование парадигмы материаловедения на примере работ ряда исследователей Комсомольского-на-Амуре государственного технического универ-



ситета, не с точки зрения превалирования в науке, а с позиций необходимости совершенствования новой парадигмы.

Положим, что всем известны принципы и методология исследования свойств материалов по величине их твёрдости. Знание самой величины твёрдости уже позволяет ранжировать (располагать по закономерной последовательности) сравниваемые материалы по тем или иным физико-механическим и эксплуатационным свойствам, имеющим корреляцию с твёрдостью. В ряде случаев это позволяет прогнозировать ресурс или работоспособность изделий. Но величина твёрдости характеризует свойства материала лишь в месте измерения твёрдости. В другом месте исследуемого образца величина твёрдости может быть иной или существенно иной. Даже привлечение достоинств методов измерения микротвёрдости не решает проблему. Для разрешения этой проблемы-противоречия был разработан метод скрайбирования. Он позволил получить интегрированную информацию о твёрдости с некоторого участка материала. Но скрайбирование (царапание острым индентором) в машиностроении не прижилось до сих пор. Причина – не были созданы соответствующие приборы. Однако скрайбирование удачно используется в исследовании кристаллов. В этих условиях достаточно тех возможностей, которые заложены в приборах типа ПМТ-3, ПМТ-5. Для исследования металлов и сплавов эти приборы малопригодны, поэтому до сих пор используются только твёрдомеры.

Из сказанного очевидно то, что исследовать должным образом даже такое свойство, как твёрдость, не удаётся. Используемая на тот момент трёхзвенная парадигма «состав – структура – свойства» даже при постоянном составе и структуре материала не предусматривала учёт неоднородности свойств материала, потому и не учитывала метод измерения твёрдости.

В конце прошлого века в Комсомольском-на-Амуре государственном техническом университете под руководством профессора Н. А. Семашко применительно к исследованию инструментальных материалов был реализован [16] метод маятникового скрайбирования. Для апробации метода был разработан прибор как комплекс, состоящий из устройства маятникового скрайбирования и устройства считывания, хранения и обработки информации по ходу процесса индентирования. Иначе говоря, от прибора ПМТ-3 заимствован двухкоординатный предметный столик для размещения, закрепления и периодического смещения образца или изделия. Столик размещался на основании между стойками, несущими ось жёсткого маятника. Маятник, качаясь на оси, своим индентором взаимодействовал с поверхностью образца. Индентор вместе с маятником перемещался по дуге окружности, радиусом в которой была длина маятника. Эта дуга окружности содержала участок разгона маятника, участок взаимодействия с образцом, участок выхода маятника. Длина участка взаимодействия с образцом определялась взаимным положением оси маятника, чем они ближе друг к другу, тем больше глубина царапания и соответственно больше длина следа. Это устройство маятникового скрайбирования было снабжено датчиком акустической эмиссии, осуществлявшем регистрацию процесса скрайбирования и передававшим информацию в виде электрических сигналов в ПЭВМ, где осуществлялась систематизация, оцифрование, хранение и обработка информации. Это позволило [21, 22, 23] найти связь параметров электрических сигналов акустической эмиссии с некоторыми физико-механическими и эксплуатационными свойствами (трещиностойкость, прочность сцепления покрытия с основой), что затем позволило прогнозировать работоспособность сравниваемых инструментов по периоду их стойкости.

Итак, описанный выше в абзаце пример показал: метод, положенный в основу методологии, повлёк за собой необходимость разработки нового (от старого заимствован только предметный столик) специального оборудования, потребовал привлечения нового физического метода исследования (метода акустической эмиссии) процесса индентирования материала образца, потребовал установления связи параметров сигналов акустической эмиссии с физико-механическими и эксплуатационными свойствами исследуемого материала, потребовал установления хотя бы на качественном уровне критериев, позволяющих прогнозировать работоспособность изделий, выполненных из этих материалов. Это и есть подтверждение



того, что существовавшая на тот период времени парадигма «состав – структура – свойства» требовала уточнения. Это уточнение касалось метода исследования и предопределяло всю методологию исследования материалов при использовании маятникового скрайбирования. Уточнение адресно ориентировалось на начало парадигмы, т.е. само собой напрашивалось решение: трёхзвенную парадигму нужно преобразовать в четырёхзвенную путём добавления в неё её начального звена, содержание которого можно кратко записать в следующем виде «методология, метод исследования».

Со времени разработки метода маятникового скрайбирования прошло более 20 лет. Заметных сдвигов в применении метода нет. Одной из причин этого, по мнению авторов, является то, что:

- нет (кроме базовой установки) серийного оборудования для осуществления метода;
- описанное выше решение ориентировано больше на проведение работ научно-исследовательского характера, чем на проведение контроля в производственных условиях.

Как бы то ни было, но в настоящее время с участием специалиста авиационного предприятия Д. А. Пустовалова на базе Комсомольского-на-Амуре государственного технического университета предпринята [24] попытка реанимировать метод маятникового скрайбирования путём его адаптации к производственным условиям, где применение метода акустической эмиссии пока преждевременно. Проблема охарактеризована следующим образом: существуют ли при маятниковом скрайбировании такие параметры контроля результатов взаимодействия индентора с образцом материала, которые можно измерить непосредственно, если они существуют, то имеется ли связь величин этих параметров с физико-механическими и эксплуатационными свойствами материала и можно ли с их помощью прогнозировать работоспособность изделий, выполненных из этих материалов?

Такая постановка проблемы потребовала другой методологии исследования и других методов исследования. Использованные ранее электрические параметры сигналов акустической эмиссии исключены из употребления. Вместо них приняты (по аналогии с традиционным процессом определения числа твёрдости путём измерения линейных размеров отпечатка индентора в теле исследуемого образца) физические параметры следа маятникового скрайбирования, оставляемого индентором в теле образца. Например, максимальная ширина следа, отношение длины следа к максимальной ширине, площадь следа при виде сверху, площади поперечного сечения следа и т.д. Установлено наличие связей этих параметров со свойствами материалов, решается вопрос о прогнозировании ресурса изделий и т.д. Это ещё один пример, показывающий необходимость развития парадигм материаловедения и демонстрирующий результат такого развития парадигмы: простое изменение постановки проблемы потребовало изменение метода исследования, что привело к изменению методологии исследования и позволило выявить совершенно иные параметры контроля и взаимосвязи этих параметров со свойствами материалов. При этом, в отличие от описанной ранее установки, в которой от базовой заимствован только предметный столик, в этом примере наоборот удалось [25] минимально модернизировать установку, а именно только её предметный столик и инденторный узел. Имеется частный пример исполнения прибора, когда он оснащён устройством оптического наблюдения и измерения линейных размеров следа скрайбирования. Указанная постановка проблемы позволила пересмотреть и иную сторону метода испытаний: если в традиционной методологии исследования методом маятникового скрайбирования подразумевается исследование свойств материала образца, размещаемого в приборе, то новый подход позволил решить противоположенную задачу, а именно – разработку переносных приборов, устанавливаемых на изделия.

В связи с вышеуказанным необходимо отметить следующее:

- а) выполнена оценка приемлемости и адекватности результатов и методологии исследований, используемых при применении метода акустической эмиссии и без такового метода при оценке свойств маятниковым скрайбированием, т.е. доказана правомерность и необходимость развития парадигмы материаловедения на примере маятникового скрайбирования;



б) при применении маятникового скрайбирования с измерением размеров следа скрайбирования выявлено новое свойство метода маятникового скрайбирования; оказывается при определённых условиях нагружения материала метод позволяет определить некоторые упругие характеристики материала по «лунке отскока», чего не было обнаружено при скрайбировании с применением акустической эмиссии, т.е. налицо факт того, что метод исследования формирует методологию исследования, которые в совокупности позволили выявить новые свойства материала и получить новое знание.

Резюме

Достигнутые человечеством новые знания предопределяют потребность и необходимость развития парадигмы наук о материалах. В пределах последних 30 лет это произошло дважды: введено звено «технология» и затем введено начальное звено «методология, метод исследования» и конечное звено «материал». Развитие парадигмы повлекло за собой появление новых решений, разработку новых методов, приборов, позволило выявить новые свойства материалов, позволило получить новое знание.

Достигнутые к настоящему времени результаты и успехи фундаментальных (теоретических) исследований по данной тематике необходимо продолжать в прикладном аспекте. Однако приходится отмечать, что финансирование данного направления работ выходит за пределы компетенции авторов статьи и организаций, в которых они работают.

ЛИТЕРАТУРА

1. Курнаков, Н. С. Собрание избранных работ / Н. С. Курнаков. – Л.-М.: ОНТИ, 1938, т. 1. – 559 с.
2. Тананаев, И. В. Основные этапы развития неорганического материаловедения в СССР / И. В. Тананаев // Неорганическое материаловедение в СССР. – Киев: Наукова думка, 1983, С. 8-28.
3. Мейл, Р. Ф. История развития физического материаловедения / Р. Ф. Мейл; под ред. Р. У. Кане и П. Хаазена // Физическое материаловедение. – М.: Металлургия, 1987. – С. 11-40.
4. Тананаев, И. В. Перспективы развития исследований в области некоторых неорганических материалов / И. В. Тананаев // Изв. АН СССР. Сер. Неорганические материалы, 1971. – № 10. – С. 361-374.
5. Самсонов, Г. В. Электронная локализация в твёрдом теле / Г. В. Самсонов, И. Ф. Прядко, Л. Ф. Прядко. – М.: Наука, 1976. – 339 с.
6. Comitee on the survey of materials science and engineering. COSMAT. – Нижний Новгород: Изд-во Нижегородского университета, 2011. – 619 с.
7. Верхотуров, А. Д. Григорий Валентинович Самсонов – основатель новой парадигмы в материаловедении / А. Д. Верхотуров // Г. В. Самсонов – учёный, учитель, друг. – Киев: Наукова думка, 2012. – С. 53-63.
8. Левина, Д. А. Тенденции развития современного материаловедения / Д. А. Левина, Л. И. Чернышов // Вісник УМТ. – № 1. – 2008. – С. 37-55.
9. Разин, В. М. Наука: происхождение, развитие, типология, новая концептуализация / В. М. Разин. М.: Изд-во Московского психолого-социального ин-та; Воронеж: НПО «МОДЕК», 2008. – 600 с.
10. Кун, Т. Структура научных революций / Т. Кун. – М.: Прогресс, 1977. – 300 с.
11. Григорьев, С. Н. Технологические принципы осаждения износостойких нанопокровов для применения в инструментальном производстве / С. Н. Григорьев // Учёные записки Комсомольского-на-Амуре государственного технического университета. Науки о природе и технике. – № I-1(1), 2011. – С. 92-98.
12. Верещака, А. С. Анализ тенденций совершенствования технологических производственных сред / А. С. Верещака // Инновационные материалы и технологии: достижения, проблемы, решения. Школа-семинар по фундаментальным основам создания инновационных материалов и технологий: материалы Междунар. науч.-техн. конф., Комсомольск-на-Амуре, 21-22 июня 2013 г. В 2 ч. Ч. 1 / редкол.: А. М. Шпилёв (отв. ред.) [и др.]. – Комсомольск-на-Амуре: ФГБОУ ВПО «КНАГТУ», 2013. – 379 с.
13. Аналитическая оценка и разработка методов повышения коррозионной стойкости конструкционных сталей ТСПН / В. И. Муравьёв, А. И. Евстигнеев, П. В. Бахматов, А. В. Бутин // Учёные записки Комсомольского-на-Амуре государственного технического университета. Науки о природе и технике. – 2011. – № IV-1(8).



14. Верхотуров, А. Д. Методология создания сварочных материалов / А. Д. Верхотуров, Э. Г. Бабенко, В. М. Макиенко; под ред. чл.-корр. РАН Б. А. Воронова. – Хабаровск: изд-во ДВГУПС, 2009. – 128 с.
15. Пат. 2140076 Российская Федерация, МПК⁶ G 01 N 29/14, G 01 N 3/46. Способ акустического контроля трещиностойкости изделий / Мокрицкая Е. Б., Семашко Н. А., Мокрицкий Б. Я., Вахрушев О. М.; заявитель и патентообладатель Комсомольский-на-Амуре государственный технический университет; Институт машиноведения и металлургии ДВО РАН. – № 98113763/28; заявл. 09.07.98; опубл. 20.10.99. Бюл. № 29. – 10 с.
16. Пат. 2140075 Российская Федерация, МПК⁶ G 01 N 29/14, G 01 N 19/04, G 01 N 3/00. Способ исследования свойств материала изделий / Семашко Н. А., Мокрицкая Е. Б., Мокрицкий Б. Я., Селезнёв В. В., Фролов Д. Н.; заявитель и патентообладатель Комсомольский-на-Амуре государственный технический университет; Институт машиноведения и металлургии ДВО РАН. – № 98113762/28; заявл. 09.07.98; опубл. 20.10.99. Бюл. № 29. – 16 с.
17. Пат. 2138039 Российская Федерация, МПК⁶ G 01 N 29/14, G 01 N 3/00. Способ контроля свойств и диагностики разрушения изделия / Семашко Н. А. (RU), Мокрицкая Е. Б. (RU), Мокрицкий Б. Я. (RU), Филоненко С. Ф. (UA); заявитель и патентообладатель Комсомольский-на-Амуре государственный технический университет (RU); Институт машиноведения и металлургии ДВО РАН (RU). – № 98113762/28; заявл. 07.07.98; опубл. 20.09.99. Бюл. № 26. – 18 с.
18. Пат. 2138038 Российская Федерация, МПК⁶ G 01 N 29/14, G 01 N 19/04, G 01 N 3/00. Способ контроля физико-механических свойств изделий / Семашко Н. А. (RU), Мокрицкая Е. Б. (RU), Мокрицкий Б. Я. (RU), Филоненко С. Ф. (UA), Вахрушев О.М. (RU); заявитель и патентообладатель Комсомольский-на-Амуре государственный технический университет (RU); Институт машиноведения и металлургии ДВО РАН (RU). – № 98113762/28; заявл. 07.07.98; опубл. 20.09.99. Бюл. № 26. – 20 с.
19. ISSN 1068-798X, Russian Engineering Research, 2013, Vol. 33, № 2, pp. 74-78. Allerion Press, Inc., 2013. Original Russian Text. В. Ia. Mokritskii, A. V. Kirichek, A. M. Shpilev, D. A. Pustovalov, P. A. Sablin, 2012, published in Vestnic Mashinostroeniya, 2012, № 10, pp. 41-46.
20. Схемы нагружения и методики оценки физико-механических характеристик и эксплуатационных свойств инструментальных материалов / Б. Я. Мокрицкий, В. В. Петров, В. В. Высоцкий, А. В. Артёмов // Учёные записки Комсомольский-на-Амуре государственный технический университет. Науки о природе и технике. – № I-1(13), 2013. – С. 51-59.
21. Пат. 122772 Российская Федерация, МПК⁷ G 01 N 3/42. Маятниковый склерометр / Мокрицкий Б. Я., Зайцева Н. А., Огилько С. А., Сомин В. И.; заявитель и патентообладатель Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего профессионального образования "Комсомольский-на-Амуре государственный технический университет" (ФГБОУ ВПО "КНАГТУ") (RU). – № 2012100402; заявл. 10.01.12; опубл. 10.12.2012. Бюл. № 34. – 2 с.
22. Маятниковый склерометр для оценки коррозионной стойкости материалов / Д. А. Пустовалов, Б. Я. Мокрицкий, С. А. Огилько, И. В. Лаврухин, К. О. Белянин // Химическое и нефтегазовое машиностроение. – № 11. – 2012. – С. 32-34.
23. Пат. 129242 Российская Федерация, МПК⁷ G 01 N 3. Устройство маятниковое для микромеханических испытаний / Мокрицкий Б. Я., Пустовалов Д. А., Лаврухин И. В., Огилько С. А., Савинковский М. В.; заявитель и патентообладатель Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего профессионального образования "Комсомольский-на-Амуре государственный технический университет" (ФГБОУ ВПО "КНАГТУ") (RU). – № 2012118900; заявл. 05.05.12; опубл. 20.06.2013. Бюл. № 17. – 2 с.
24. Пат. 129244 Российская Федерация, МПК⁷ G 01 N 3. Устройство маятниковое для микромеханических испытаний материалов/ Мокрицкий Б. Я., Пустовалов Д. А., Лаврухин И. В., Огилько С. А., Савинковский М. В.; заявитель и патентообладатель Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего профессионального образования "Комсомольский-на-Амуре государственный технический университет" (ФГБОУ ВПО "КНАГТУ") (RU). – № 2012118921; заявл. 05.05.2012; опубл. 20.06.2013. Бюл. № 17. – 2 с.
25. Пат. 2495412 Российская Федерация, МПК⁶ G 01 N 29/00. Способ сравнительной оценки свойств материалов / Пустовалов Д. А. (RU), Мокрицкий Б. Я. (RU), Петров В. В. (RU), Огилько С. А. (RU), Савинковский М. В. (RU), Сомин В. И. (RU); заявитель и патентообладатель Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего профессионального образования "Комсомольский-на-Амуре государственный технический университет" (ФГБОУ ВПО "КНАГТУ") (RU). – № 2012120101/28; заявл. 15.05.2012; опубл. 10.10.2013. Бюл. № 17. – 12 с.



Муравьев В. И., Пицык В. С.
V. I. Muravyev, V. S. Pitsyk

**ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ОБЪЕМНОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ
ЗАГОТОВОК ТИПА ОТВЕРСТИЕ-ВАЛ В АВТОВАКУУМЕ ПРИ ТЕМПЕРАТУРЕ
ПРЕДПРЕВРАЩЕНИЯ**

**A STUDY ON VOLUMETRIC INTERACTION OF “HOLE - SHAFT” BILLETS
IN CHEMICALLY PRODUCED VACUUM AT PRE-TRANSFORMATION
TEMPERATURES**

Муравьев Василий Илларионович – доктор технических наук, профессор, главный научный сотрудник Комсомольского-на-Амуре государственного технического университета (Россия, Комсомольск-на-Амуре); 8-962-298-52-21. E-mail: VMuravyev@mail.ru.

Mr. Vassily I. Muravyev – Doctor of Engineering, Professor, Senior Research Fellow, Komsomolsk-on-Amur State Technical University (Russia, Komsomolsk-on-Amur); + 7 (962) 2985221. E-mail: VMuravyev@mail.ru.

Пицык Виктор Сергеевич – аспирант Комсомольского-на-Амуре государственного технического университета (Россия, Комсомольск-на-Амуре); 8-914-194-64-10. E-mail: BiktopSergeevich@yandex.ru.

Mr. Viktor S. Pitsyk – PhD Candidate, Komsomolsk-on-Amur State Technical University (Russia, Komsomolsk-on-Amur); +7 (914) 1946410. E-mail: BiktopSergeevich@yandex.ru.

Аннотация. В статье рассмотрено влияние температурного воздействия в автовакууме на процесс объемного взаимодействия при образовании твердофазного соединения. Определена связь между увеличением величины натяга в соединении и прочностью получаемого соединения. Определен характер влияния степени автовакуума на прочностные характеристики прессового соединения. Определена общая площадь поверхности схватывания и размеры локальных участков схватывания.

Summary. The paper considers the effect of temperature exposure upon the process of volumetric interaction in chemically produced vacuum during the formation of solid phase compression joints. We determine in the paper: a) correlation between the increase of strain in the joint and the strength of the resulting joint; b) how the degree of vacuum influences the strength characteristics of compression joints; c) the total surface of seizure and the dimensions of local areas of seizure.

Ключевые слова: тугая посадка, схватывание, диффузионное взаимодействие, трубопровод, прочность, автовакуум, температура предпревращения, микроструктура.

Key words: tight fit, seizure, diffusion interaction, pipeline, strength, chemically produced vacuum, pre-transformation temperature, microstructure.

УДК 621.791.14;18

Введение

Наиболее распространенными способами сварки трубопроводных систем являются различные методы сварки плавлением, однако они обладают рядом существенных недостатков (разнородность структуры и химического состава основного металла и металла соединения, наличие дефектов, обусловленных металлургическими процессами, наличие остаточных тепловых деформаций, коробление конструкций, высокая энерго- и трудоемкость изготовления соединения), что актуализирует вопросы поиска новых и развития уже существующих альтернативных методов получения неразъемных соединений в твердой фазе.

В [3, 42-44; 4] показано, что одним из перспективных направлений получения неразъемных соединений деталей типа отверстие-вал в твердой фазе являются методы прессовой

посадки. Однако применение их традиционных схем не всегда эффективно при получении неразъемных соединений в силу низкой интенсивности образования физического контакта, а также процессов диффузионного взаимодействия поверхностей заготовок. Для повышения эффективности данных методов необходимо использовать различные способы интенсификации процесса образования твердофазного соединения. Разработка методов интенсификации диффузионной сварки ведется для трехстадийной схемы взаимодействия контактных поверхностей в твердой фазе при данном способе сварки. При данной схеме можно выбирать технологические воздействия, которые интенсифицируют те или иные физико-химические процессы в контактной зоне на каждой стадии. Образование физического контакта на первой стадии можно интенсифицировать циклическим изменением сварочного давления, введением ультразвуковых колебаний в зону соединения, наложением крутильных колебаний и т.д. Любое воздействие (физическое или химическое), обеспечивающее разрыв и последующее восстановление связей поверхностных атомов, интенсифицирует процессы на второй стадии. Наложение электростатических и магнитных полей, облучение материалов ионизирующими частицами высоких энергий и другие виды воздействия позволяют интенсифицировать массообмен и релаксацию напряжений на третьей стадии процесса взаимодействия соединяемых поверхностей [2, 15-17]. Перспективным направлением интенсификации процесса образования твердофазного соединения (интенсификация третьей стадии) является диффузионное спекание в автовакууме при температурах предпревращения.

Данная работа посвящена исследованию влияния процесса диффузионного спекания в автовакууме при температуре предпревращения на процесс образования твердофазного соединения на деталях типа отверстие-вал.

Методика проведения исследований

В качестве образцов использовались трубные заготовки, изготовленные из различных конструкционных материалов – титанового сплава марки ПТ7М, алюминиевого сплава марки АМг5, высоколегированной стали марки 12Х18Н10Т. Для получения прессового соединения заготовки были обработаны на токарном станке согласно размерам, указанным на рис. 1.

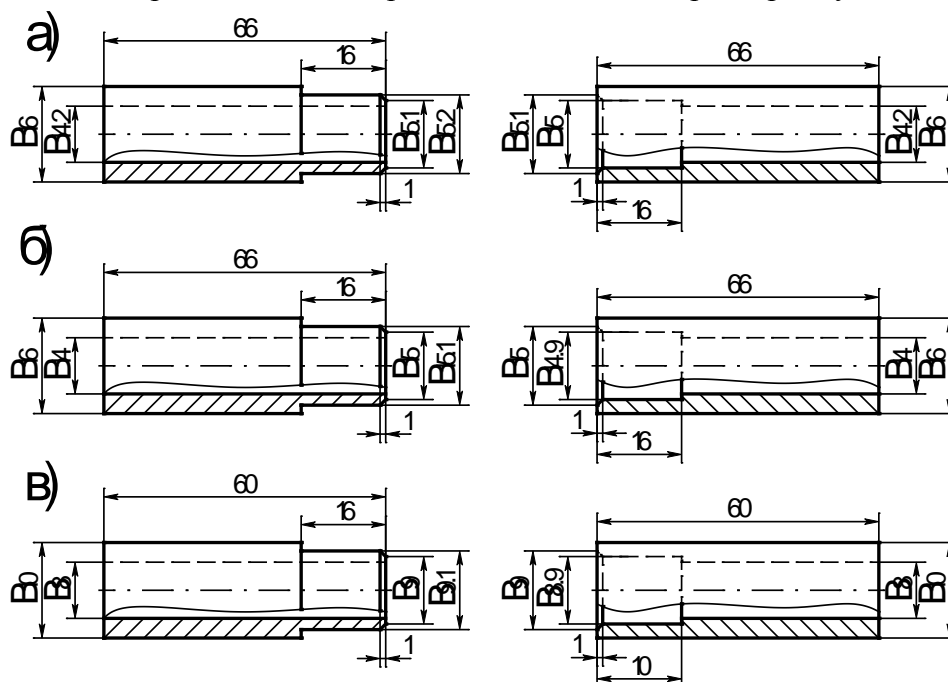


Рис. 1. Эскизы заготовок для тугой посадки с натягом 100 микрон:

а – титановые образцы; б – алюминиевые образцы; в – образцы из нержавеющей стали

Запрессовка заготовок осуществлялась согласно схеме, представленной на рис. 2, а. При запрессовке заготовок использовались приспособления, представленные на рис. 2, б.

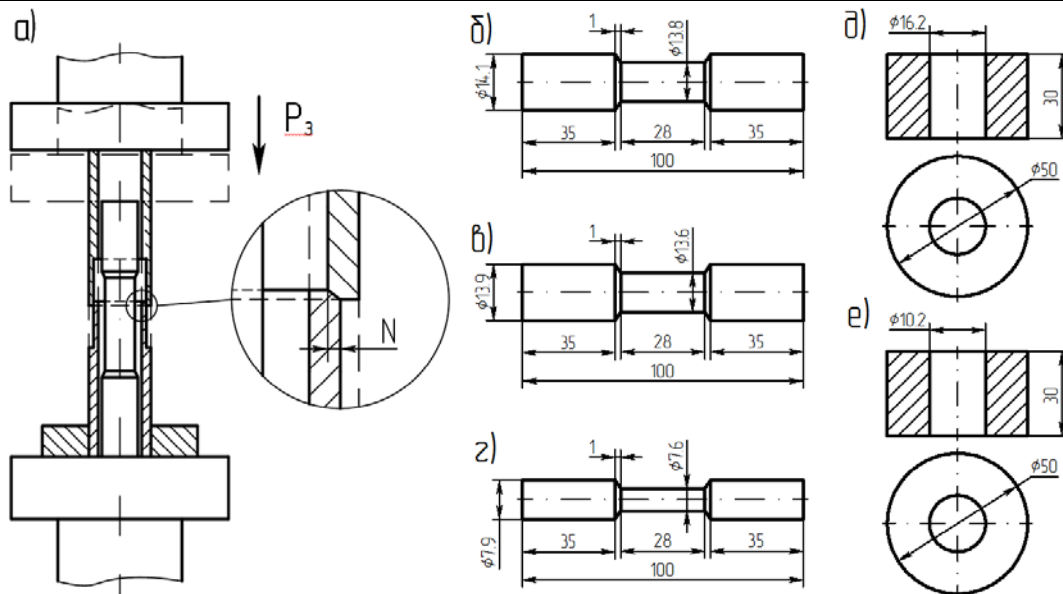


Рис. 2. Схема получения прессового соединения: а – схема запрессовки образцов; б – центрирующий штифт для титановых образцов; в – центрирующий штифт для алюминиевых образцов; г – центрирующий штифт для стальных образцов; д – опора для титановых и алюминиевых образцов; е – опора для стальных образцов; $P_з$ – усилие запрессовки; N – величина натяг в соединении

После запрессовки заготовки спекались в нагревательной электрической печи марки Слон 8,2/1100 по схеме, приведенной на рис. 3, и согласно циклограммам, приведенным на рис. 3, б, в. В качестве вакуумобразующего вещества использовалась титановая стружка марки ПТ7М. В качестве герметизирующего вещества использовалась порошковая эмаль марки ЭВТ-100. Для создания автовакуума было разработано приспособление, внешний вид и основные размеры которого представлены на рис. 3, г.

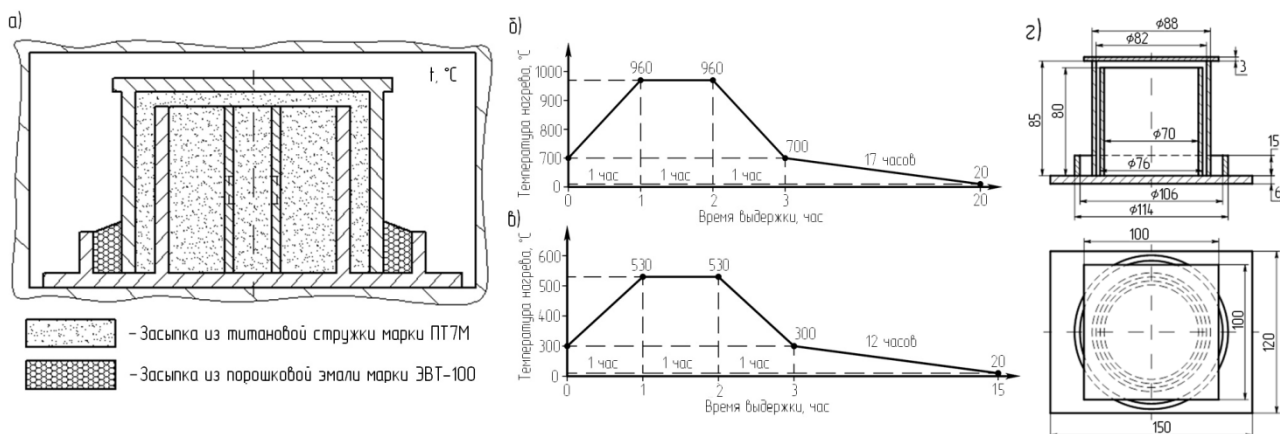


Рис. 3. Схема спекания образцов (а), циклограммы спекания (б – титановые и стальные образцы, в – алюминиевые образцы) и приспособление для создания автовакуума (г)

После спекания образцы были испытаны на растяжение на разрывной машине марки Instron 3382K7046 до разрушения соединения с фиксацией растягивающего усилия. Также заготовки были подвержены механическим испытаниям в сложнагруженном состоянии на сплющивание по ГОСТ 8695-75 на испытательной машине Instron 3382K7046.

Анализ микроструктуры зоны соединения образцов проводился при помощи электронного микроскопа марки MICRO-200 и растрового микроскопа марки Hitachi S3400N, образцы для анализа микроструктуры были подготовлены при помощи настольного абразивного отрезного станка марки Delta AbrasiMet и шлифовально-полировального станка марки EcoMet 250 с полуавтоматической насадкой AutoMet 250.

Фрактограммы изломов образцов после спекания были получены на растровом микроскопе марки Hitachi S3400N. Для фрактограмм использовались образцы, разрушенные при испытаниях на сплющивание.

Также была произведена оценка площади контакта по фотографиям внутренней поверхности зон соединения образцов, полученных с помощью растрового микроскопа марки Hitachi S3400N (для определения формы и размера участков диффузионного взаимодействия) и цифровой фотокамеры марки XXX (для оценки общей площади образовавшегося твердофазного соединения).

Результаты экспериментов и их обсуждение

Из зависимостей, приведенных на рис. 4, видно, что диффузионное спекание оказывает благоприятное воздействие на прочностные показатели прессового соединения. Так, среднее увеличение прочности прессового соединения заготовок из стали марки 12X18H10T при натяге в 80 мкм составило порядка 18 %, максимальное увеличение прочности составило 22,7 %. При величине натяга в 100 мкм среднее увеличение прочности составило 21,9 %, максимальное – 27,2 %. Для заготовок из других материалов наблюдались аналогичные зависимости. Более высокие результаты были получены в исследованиях [3, 44]. В указанной работе диффузионное спекание позволило повысить прочность прессового соединения в два раза (см. рис. 5, кривые 1, 2 и кривые 3, 4) и приблизить его к прочности цельноштампованной заготовки (см. рис. 5, кривые 6 и 7).

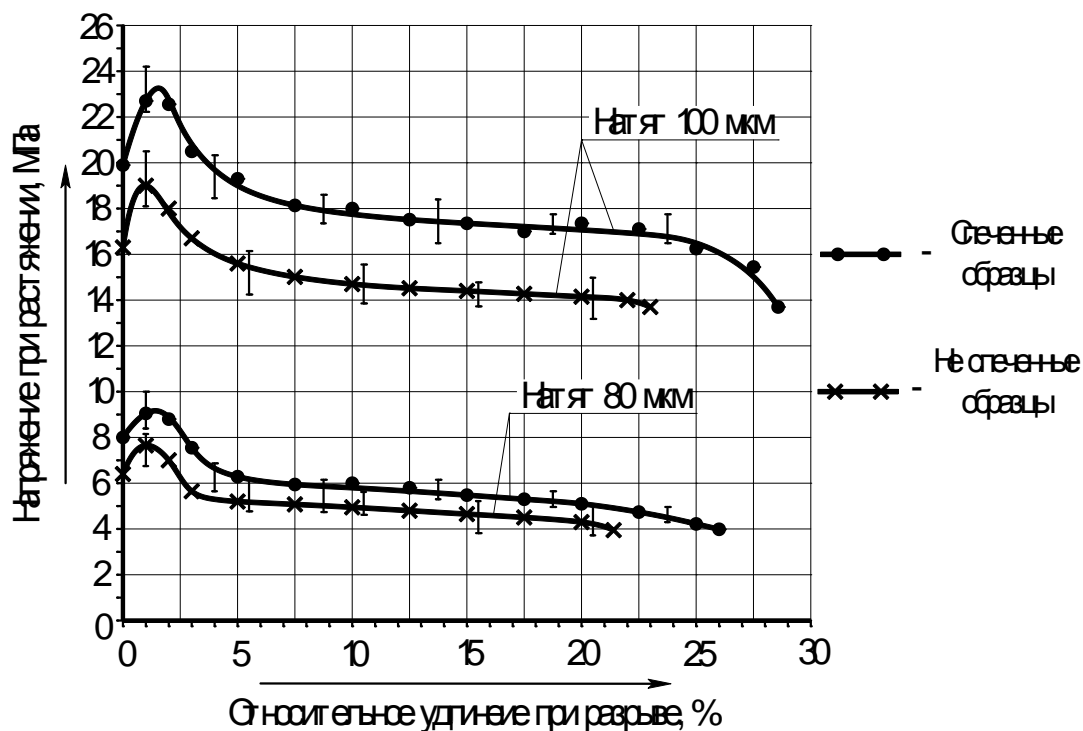


Рис. 4. Влияние диффузионного спекания на прочностные свойства прессового соединения заготовок из стали марки 12X18H10T

При условии полной реализации межатомных связей в зоне контакта рассеяны поры и включения, влияющие на механическую прочность при статическом растяжении, вакуумную плотность соединения. Кроме того, как и межзеренная граница, проходящая через все сече-

ние образца (детали), эти «микронепровары» резко снижают термостойкость. Таким образом, процесс соединения материалов после его второй стадии нельзя считать полностью завершённым. В общем случае развитие процесса взаимодействия на стадии объёмного взаимодействия приводит к диффузионному зарастиванию пор, образованию зерен (в контакте однородных материалов) и формированию переходной зоны переменной концентрации (в контакте разнородных материалов) и, как следствие, к релаксации внутренних напряжений. В результате соединение по всем характеристикам может стать идентичным исходному материалу [1, 265-267].



Рис. 5. Влияние диффузионного спекания на прочностные свойства прессового соединения холоднопрессованной заготовки из сплава 2М2А и листовой заготовки из сплава ВТ20

Из приведенных графиков также видно, что зависимость между увеличением величины натяга в соединении и увеличением прочности прессового соединения после диффузионного спекания на оптимальных режимах при их испытаниях на растяжение (выдавливание) имеет нелинейную зависимость (см. рис. 6). Что подтверждает важность и определяющее значение первых двух стадий (образование физического контакта и схватывания) образования твердофазного соединения.

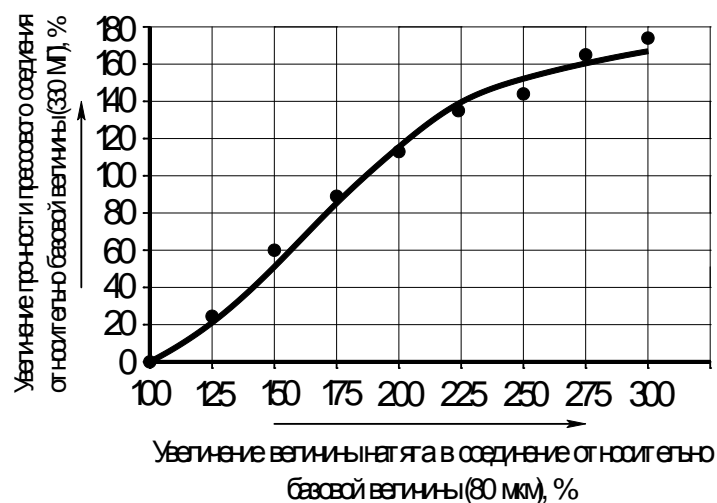


Рис. 6. Влияние величины натяга на прочность прессового соединения образцов спеченных в автовакууме при оптимальных режимах

Достаточно низкие прочностные показатели прессового соединения (см. рис. 4) даже после диффузионного спекания могут быть вызваны малой площадью физического контакта и низкой интенсивностью процессов образования схватывания. Анализ микроструктуры зон соединения образцов (см. рис. 7) после диффузионного спекания подтверждает данное предположение. Для всех заготовок на большей протяженности соединения граница раздела хорошо различима при небольшом увеличении (см. рис. 7, а).

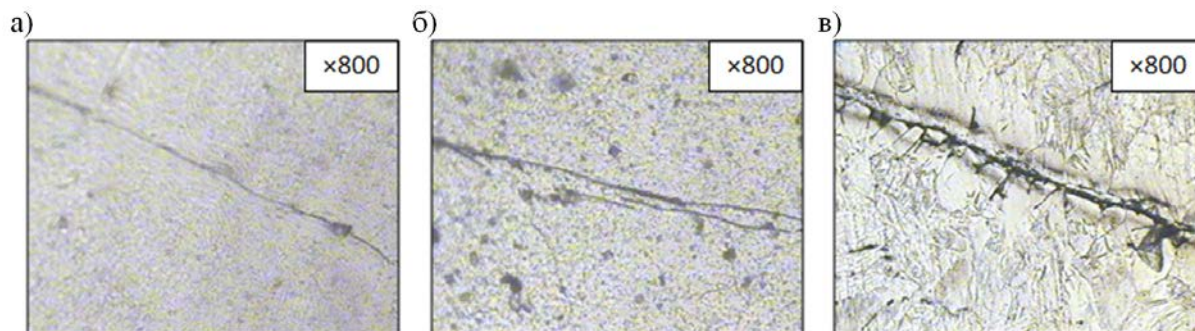


Рис. 7. Микроструктура образцов после диффузионного спекания (величина натяга в соединении для всех образцов 100 мкм): а – стальная заготовка; б – алюминиевая заготовка; в – титановая заготовка

Участки с достаточным сближением заготовок (в виде границ между зернами) носят чисто локальный характер (см. рис. 8, б). Основные причины низкой интенсивности образования физического контакта и процесса схватывания между поверхностями заготовок рассмотрены в [4]. Однако результаты анализа микроструктуры, представленные в работе [3, 44], подтверждают образование диффузионного взаимодействия между поверхностями заготовок и исчезновение границы раздела (см. рис. 9) при их диффузионном спекании на оптимальных режимах (натяг – 300 мкм, время спекания – 4 ч, температура спекания – 1200 °С, степень автовакуума – 1×10^{-5} мм рт. ст.).

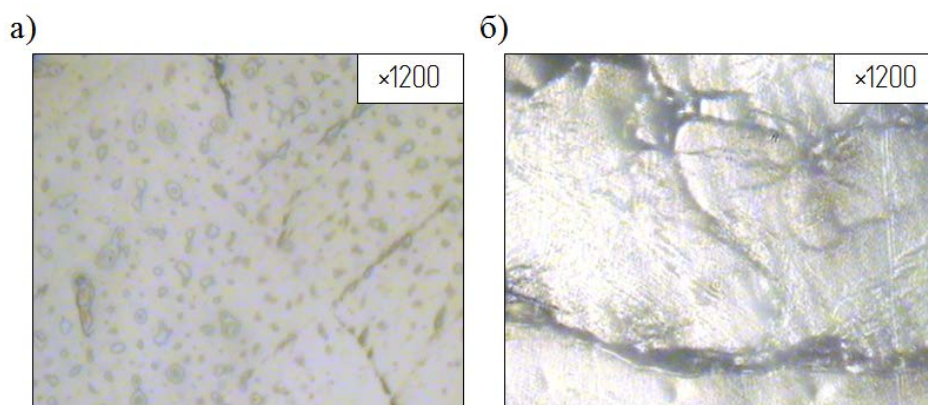


Рис. 8. Участки схватывания между заготовками (величина натяга в соединении 100 мкм): а – стальная заготовка; б – титановая заготовка

Кривые, полученные при испытаниях заготовок на сплющивание (рис. 10), подтверждают данные, полученные при испытаниях на разрыв – диффузионное спекание в автовакууме при оптимальных режимах повышает прочностные показатели соединения. Прочность стальных заготовок после диффузионного спекания превысила прочность цельных заготовок на 7,21 (см. рис. 10, а). Для титановых образцов на начальном этапе наблюдается незначительное превышение прочности (не более 2 %) прессового соединения (участок пластическо-

го деформирования), после превышения уровня деформации заготовки в 20 % наблюдается снижение прочности по сравнению с цельной заготовкой (см. рис. 10, б). Снижение прочностных показателей титановых заготовок при их испытании на сплющивание может быть вызвано окислением, как внутренней, так и наружной поверхности прессового соединения. При повышении уровня насыщения титановых сплавов кислородом и другими газами их пластичность падает, что изменяет характер излома – наблюдается переход вязкого излома в хрупкий.

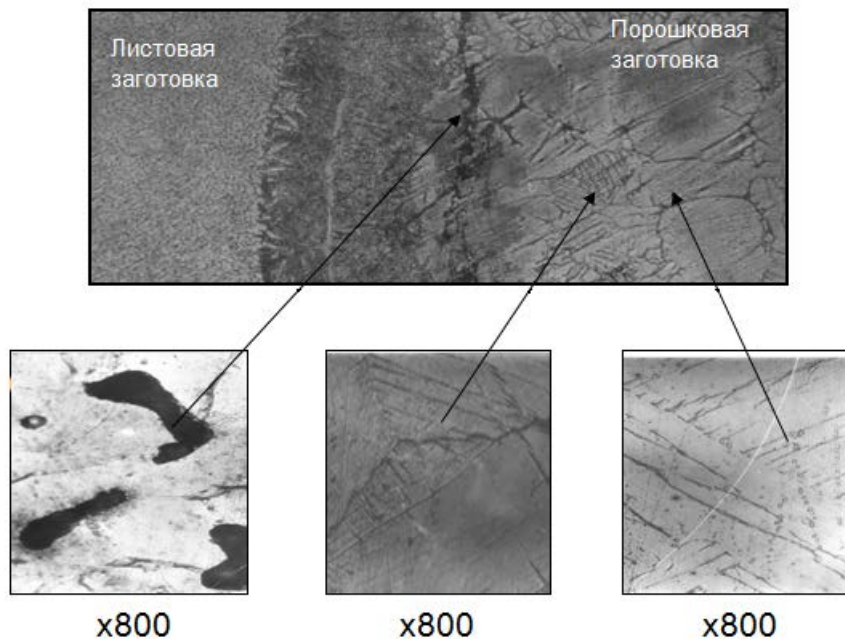


Рис. 9. Макро- и микроструктура зоны соединения холоднопрессованной и листовой заготовок, полученных при оптимальных режимах прессовой посадки и диффузионного спекания

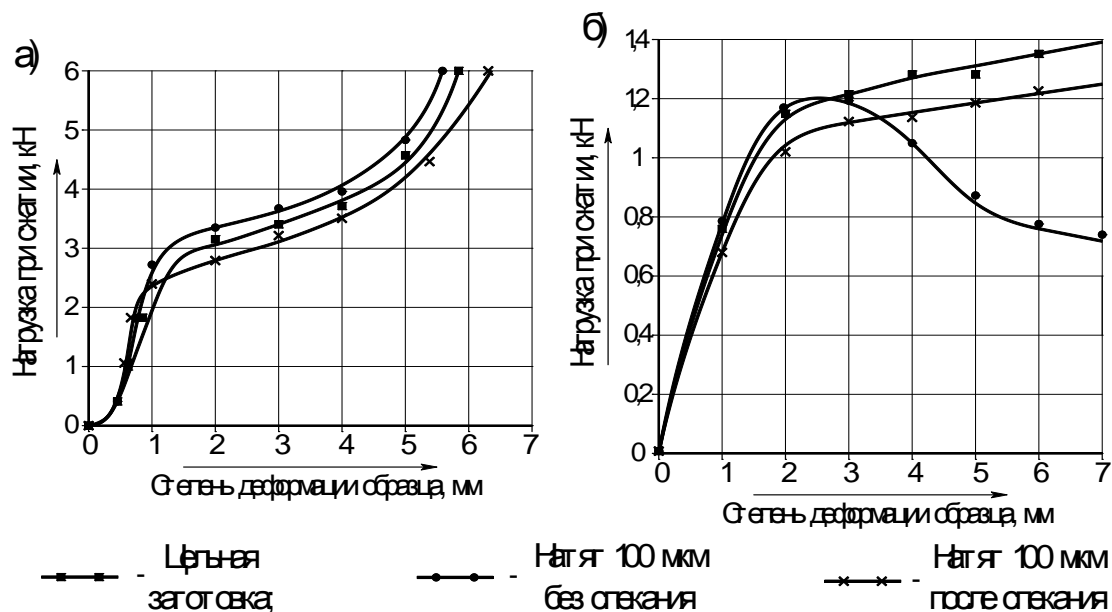


Рис. 10. Влияние диффузионного спекания в автовакууме при оптимальных режимах на прочность прессового соединения при сплющивании: а – образцы из стали марки 12X18H10T, б – образцы из титанового сплава ПТ7М

Для оценки степени образовавшегося автовакуума в ходе спекания заготовок были сделаны фрактограммы изломов титановых заготовок (см. рис. 11). Из фрактограмм видно, что на внутренней части (зона прессового соединения) излом носит вязкий характер, т.е. окисление внутренней поверхности заготовок в процессе спекания не происходило. Однако на внешней поверхности заготовок наблюдается хрупкий излом, особенно у заготовки с величиной натяга в соединении в 100 мкм, что говорит о высоком газонасыщении поверхностного слоя. Следовательно, степень автовакуума, образовавшегося в ходе спекания заготовок, была не достаточной для обеспечения надежной защиты заготовок от окисления и газонасыщения другими газами. Для повышения степени автовакуума необходимо значительно уменьшить размер применяемой стружки или заменить ее на порошок. Это должно значительно снизить изначальный объем газа, присутствующий в приспособлении. Также необходимо повысить степень герметизации приспособления посредством его предварительной обмазки герметизирующей пастой на основе защитной порошковой эмали ЭВТ-100.

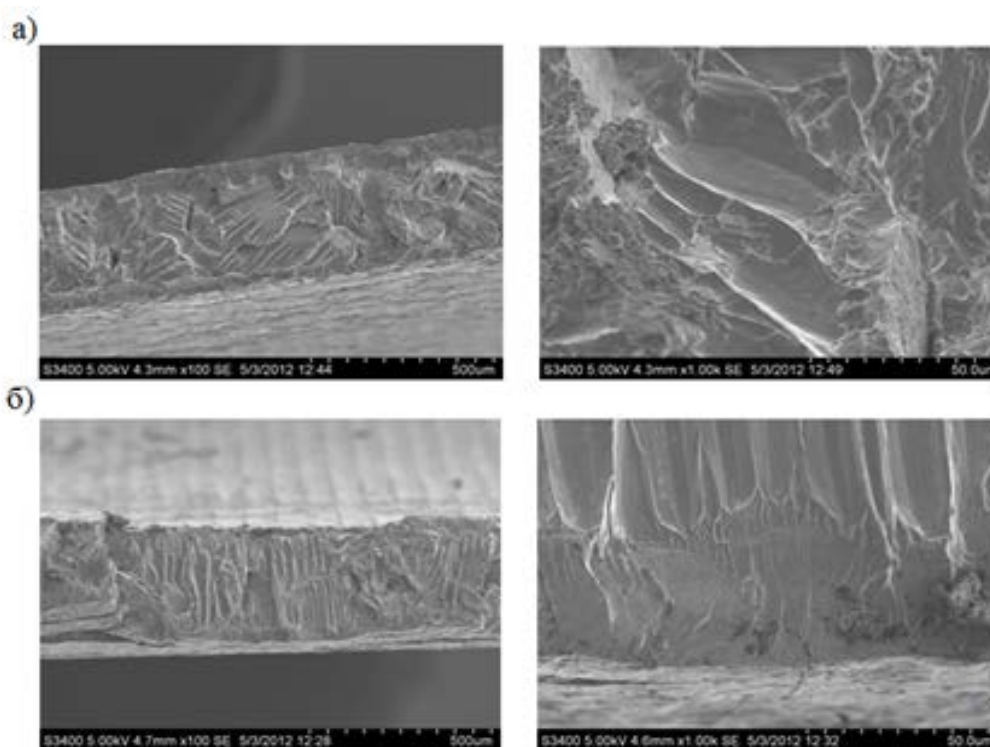


Рис. 11. Фрактограммы видов изломов для образцов из титанового сплава ПТ7М:
а – натяг 80 мкм; б – натяг 100 мкм

Оценка площади контакта зоны соединения проведена на примере титанового образца с величиной натяга в соединении 100 мкм, прошедшего диффузионное спекание на оптимальных режимах. Из рис. 12, а видно, что зоны схватывания в большинстве случаев имеют прямоугольную или близкую к ней форму с размерами от 160×20 до 430×80 мкм. Из рис. 12, б, в (внутренняя поверхность прессового соединения) видно, что схватывание между поверхностями заготовок носит действительно локальный характер. Светлые точки – это участки схватывания между поверхностями заготовок; видно, что для охватываемой заготовки они сосредоточены в верхней части соединения и сгруппированы в отдельные участки (преимущественно в центральной части), а не распределены по всей поверхности контакта; для охватывающей заготовки наблюдается сосредоточение участков схватывания в нижней части. Это говорит о том, что процессы образования физического контакта и, следовательно, схва-

тывания более интенсивно протекали на конечной стадии прессования, где, вероятно, пластическая деформация заготовок была минимальной.

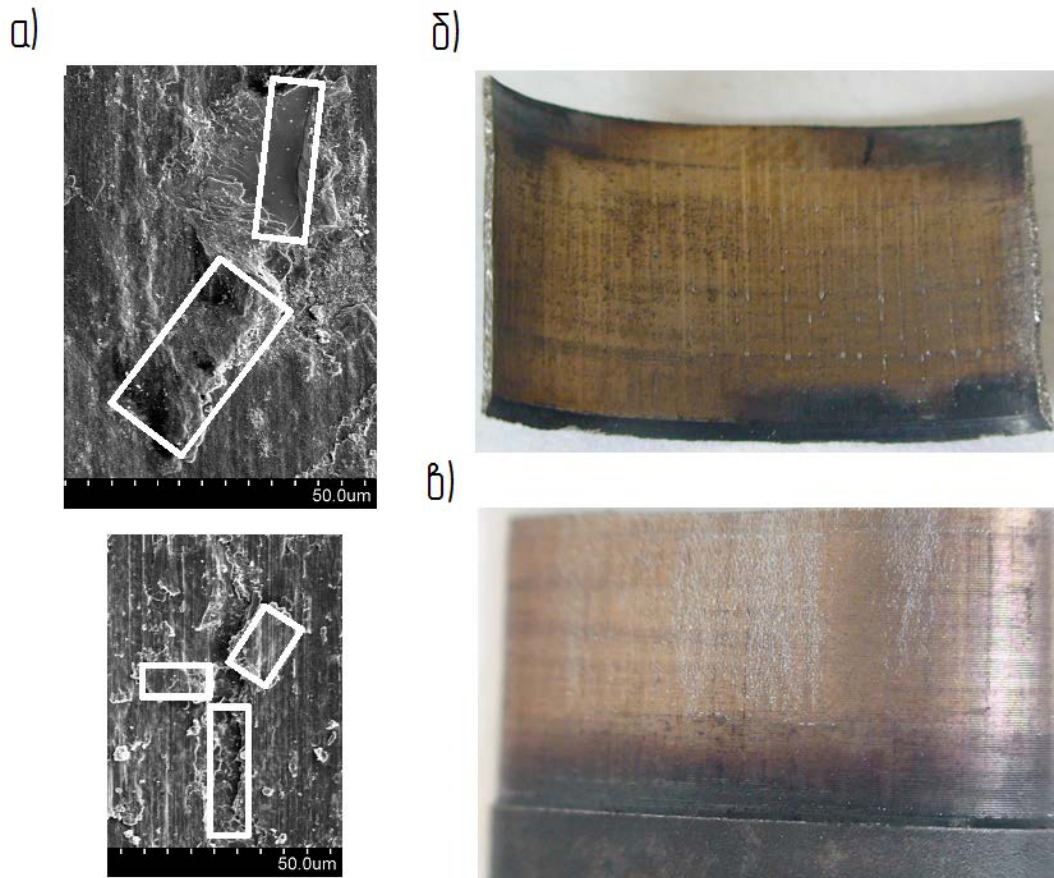


Рис. 12. Внутренняя поверхность прессового соединения (натяг 100 мкм) титанового образца после диффузионного спекания на оптимальных режимах: а – участки схватывания; б – внутренняя поверхность прессового соединения охватывающей заготовки; в – внутренняя поверхность прессового соединения охватываемой заготовки

Также по рис. 12, б, в можно оценить общую площадь контакта между поверхностями заготовок, определив общую площадь светлых участков. Для определения площади схватывания использовалась специализированное программное обеспечение – программа Image.Pro.Plus. Анализ показал, что общая площадь контакта для анализируемого образца составила $380,568 \text{ мм}^2$, при этом площадь участков сосредоточения точек схватывания составила $109,2 \text{ мм}^2$. Среднее заполнение каждого отдельного участка сосредоточения точек схватывания составило 40,23 % от общей площади. Таким образом, общая площадь участков схватывания между поверхностями заготовок составила 11,54 % от общей площади анализируемого образца. Данные расчеты еще раз подтверждают необходимость интенсификации процессов образования физического контакта и схватывания при получении неразъемных твердофазных соединений посредством прессовой посадки.

Общие выводы

1. Диффузионное спекание оказывает благоприятное воздействие на прочностные свойства прессового соединения. Среднее увеличение прочности прессового соединения заготовок из стали марки 12X18H10T при натяге в соединении 80 мкм составило порядка 18 %, максимальное увеличение прочности составило 22,7 %. При величине натяга в 100 мкм среднее увеличение прочности составило 21,9 %, максимальное – 27,2 %. Кроме того, после диффузионного спекания на оптимальных режимах происходит исчезновение границы раздела между заготовками.



2. Зависимость между увеличением величины натяга в соединении и увеличением прочности прессового соединения после диффузионного спекания на оптимальных режимах при их испытаниях на растяжение (выдавливание) имеет нелинейный характер. Интенсивный рост прочности прессового соединения наблюдается на участке увеличения величины натяга от 25 до 250 % от исходной величины.

3. Для получения неразъемного соединения по предлагаемой технологии необходимо обеспечить достаточный уровень автовакуума. Основными направлениями повышения степени автовакуума являются измельчение вакуумобразующей стружки, замена стружки на порошок, повышение степени герметичности приспособления.

4. Для исследуемых образцов общая площадь схватывания между поверхностями заготовок составила 11,54 % от общей площади неразъемного соединения, что говорит о необходимости повышения интенсификации процессов, протекающих на первых двух стадиях образования твердофазного соединения.

ЛИТЕРАТУРА

- 1 Конюшков, Г. С. Специальные методы сварки давлением: учеб. пособие / Г. В. Конюшков, Р. А. Мусин. – Саратов: Ай Пи Эр Медиа, 2009 – 632 с.
- 2 Люшинский, А. В. Диффузионная сварка разнородных материалов: учеб. пособие для студ. высш. учеб. заведения / А. В. Люшинский. – М.: Издат. центр «Академик», 2006. – 208 с.
- 3 Муравьев В. И. Исследование влияния диффузионных процессов взаимодействия порошковых частиц сплава 2М2А и листовых заготовок из сплава ВТ20 на свойства композиционных конструкций / В. И. Муравьев, А. Ф. Мельничук, П. В. Бахматов // Заготовительные производства в машиностроении. – 2011. – №1. – С. 42-45.
4. Муравьев, В. И. Влияние прессовой посадки на процессы «схватывания» в зоне соединения трубных заготовок / В. С. Пицык, В. И. Муравьев // Учёные записки Комсомольского-на-Амуре государственного технического университета. Науки о природе и технике. – 2014. – № I-1(17). – С. 52-61.



Дмитриев Э. А., Ким В. А., Куриный В. В., Рыбалкин А. А.
E. A. Dmitriev, V. A. Kim, V. V. Kuriny, A. A. Rybalkin

КОМБИНИРОВАННАЯ ДЕФОРМАЦИОННО-ЛАЗЕРНАЯ ОБРАБОТКА ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА

ON THE COMBINED DEFORMATION-LASER MACHINING OF HIGH DUTY CAST IRON

Дмитриев Эдуард Анатольевич – доктор технических наук, профессор, ректор Комсомольского-на-Амуре государственного технического университета (Россия, Комсомольск-на-Амуре). E-mail: rector@knastu.ru.

Mr. Eduard A. Dmitriev – Doctor of Engineering, Professor, Provost for Innovation, Komsomolsk-on-Amur State Technical University (Russia, Komsomolsk-on-Amur). E-mail: innov@knastu.ru.

Ким Владимир Алексеевич – доктор технических наук, профессор, заведующий кафедрой «Материаловедение и технология новых материалов» Комсомольского-на-Амуре государственного технического университета (Россия, Комсомольск-на-Амуре). E-mail: mtnm@knastu.ru.

Mr. Vladimir A. Kim – Doctor of Engineering, Professor, Head of the Department of Materials and New Materials Technology, Komsomolsk-on-Amur State Technical University (Russia, Komsomolsk-on-Amur). E-mail: mtnm@knastu.ru.

Куриный Владислав Викторович – кандидат технических наук, доцент, заведующий кафедрой «Машины и технология литейного производства» Комсомольского-на-Амуре государственного технического университета (Россия, Комсомольск-на-Амуре) E-mail: kmtlp@knastu.ru

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

Рыбалкин Антон Андреевич – аспирант кафедры «Машины и технология литейного производства» Комсомольского-на-Амуре государственного технического университета (Россия, Комсомольск-на-Амуре). E-mail: mmc727@rambler.ru

Mr. Anton A. Rybalkin – PhD Candidate, Department of Foundry Industrial Machinery and Technology, Komsomolsk-on-Amur State Technical University (Russia, Komsomolsk-on-Amur). E-mail: kmtlp@knastu.ru.

Аннотация. Рассмотрены результаты лазерной обработки образцов из высокопрочного чугуна в литом и деформированном состоянии. Изучено влияние плотности мощности лазера на значение микротвердости. Выполнено при финансовой поддержки Министерства образования и науки Российской Федерации, государственное задание 2014/68, проект № 442.

Summary. The paper investigates the issue of laser machining of items of high duty cast iron in as-cast and deformed conditions. We also study the impact of laser power density upon microhardness. With financial support from the Ministry of Education and Science of the Russian Federation, public contract 2014/68, Project № 442.

Ключевые слова: высокопрочный чугун, прокатка, микроструктура, микротвердость, степень деформации.

Key words: high-duty cast iron, rolling, microstructure, microhardness, degree of strain.

УДК 621.74:669.131



Введение

В настоящей статье рассмотрена особенность структурных превращений при лазерной обработке высокопрочного чугуна, предварительно подверженного пластической деформации, что в конечном итоге обеспечивает более высокий уровень поверхностного упрочнения и открывает перспективы для разработки инновационных технологий повышения работоспособности и надежности деталей машин и инструментов.

Пластическая деформация высокопрочного чугуна повышает неравновесность структурного состояния материала за счет генерации разномасштабных дефектов кристаллического строения. Реакция такой структуры на концентрированный энергетический поток будет проявляться в большем смещении температур фазовых и структурных переходов, а это в свою очередь повлияет на кинетику структурных превращений.

Методика и объект исследования

Исследования проводились на образцах из высокопрочного чугуна с шаровидным графитом (ВЧШГ) в исходном литом состоянии, а также после прокатки со степенью деформации 60 %. Лазерная обработка осуществлялась на лазерном технологическом комплексе «Булат LRS-300». Плотность мощности обеспечивалась напряжением накачки квантрона, диаметром пятна лазерного воздействия, длительностью импульса и его частотой. Энергия излучения определялась специальным датчиком, встроенным в систему технологического лазера, а плотность мощности рассчитывалась по формуле

$$I = \frac{4W}{\pi t d^2},$$

где W – энергия лазерного излучения; t – длительность лазерного импульса; d – диаметр пятна лазерного воздействия.

В табл. 1 представлены результаты химического анализа высокопрочного используемого чугуна, состав которого соответствует марке ВЧ-35 ГОСТ 7293-85.

Таблица 1

Химический состав исследуемого образца

В процентах

C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Mg
3,42	2,02	0,34	0,02	0,05	0,03	0,67	0,041

Исследования микроструктуры проводились на растровом электронном микроскопе HITACHI S3400n и оптическом микроскопе NIKON MA200. Травление металлографических шлифов осуществлялось насыщенным раствором пикриновой и азотной кислоты в этиловом спирте.

Исследования микротвердости образцов проводилось с помощью микротвердомера SHIMADZU HNV-2T. Замеры значения микротвердости проводились согласно ГОСТ 9450-76 «Измерение микротвердости вдавливанием алмазных наконечников».

Результаты исследования и их анализ

На рис. 1 показано влияние плотности мощности лазерного излучения на микротвердость литого и деформированного высокопрочного чугуна. Зависимость носит экстремальный характер, указывая на наличие оптимальных режимов лазерной обработки, обеспечивающих максимальную микротвердость.

Микротвердость литого чугуна составляет HV 2000...2200 МПа, лазерная обработка на всех исследуемых режимах, вызывающих оплавление материала, приводит к повышению микротвердости, но максимальное, почти трехкратное повышение, имеет место при плотности мощности $q = 1,06 \cdot 10^5$ Вт/см².

В результате горячей пластической деформации микротвердость чугуна возросла до HV 3000...3100 МПа, при этом лазерная обработка позволила повысить ее до HV 8650 МПа.

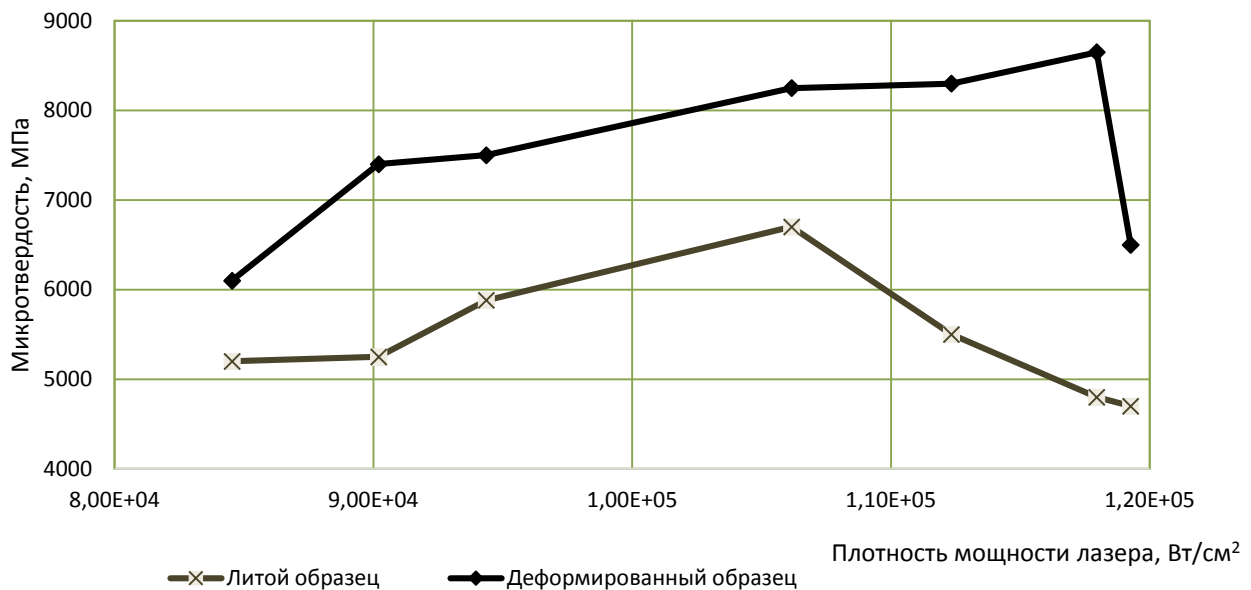


Рис. 1. Влияние плотности мощности лазерного излучения на микротвердость высокопрочного чугуна

Экстремальная зависимость твердости от плотности мощности любого высококонцентрированного источника энергии объясняется характером генерации линейных дефектов кристаллического строения и их тепловой устойчивостью. С одной стороны, повышение мощности энергетического воздействия активизирует генерацию плотности дефектов кристаллического строения, а с другой стороны приводит их к кинетической активности, выходу дислокаций на внутренние и внешние поверхности раздела и их аннигиляции. Повышение оптимальной плотности мощности лазерного излучения, соответствующей максимальной твердости, в большую область при упрочнении деформированного чугуна по сравнению с литым, указывает на более высокую тепловую устойчивость дефектов кристаллического строения, сформированных при предварительной пластической деформации [1, 2].

На рис. 2 приведены микроструктуры высокопрочного чугуна в литом и деформированном состоянии. Характер и степень деформации материала наглядно проявляется в изменении формы графитовых включений, которые при горячей прокатке из равноосных превращаются в эллиптические. Светлая зона вокруг графитового включения является результатом ее слабой травимости и представляет ферритную структуру. Более темные образования являются пластинчатым перлитом. В деформированном чугуне светлая зона вокруг графитовых включений значительно меньше, а в самой матрице выявляется субзеренная структура. Это косвенно подтверждает наличие в материале высокой плотности дислокаций, которые активизируют диффузионный массоперенос и равномерно распределяют легирующие элементы по всей матрице.

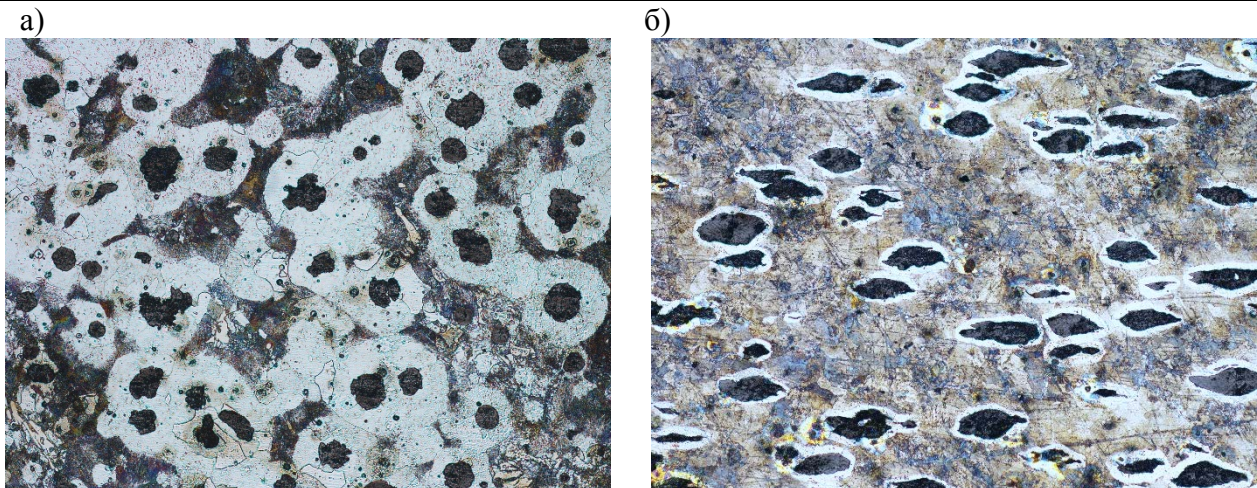


Рис. 2. Структура ВЧШГ ($\times 200$):
а – в литом состоянии; б – после прокатки

Развитие упроченной структуры при лазерной обработке происходит в режиме оплавления, при этом граница между зоной термического влияния и закаленной из жидкофазной ванны структурой выделяется четко (см. рис. 3). Несмотря на высокую скорость оплавления и кристаллизации шаровидный графит в основном успевает раствориться, а формирующаяся закаленная структура отличается низкой степенью ликвации и химической однородностью, результатом которой является ее слабая травимось. Наличие в закаленной структуре микротрещин указывает на высокие внутренние напряжения, как следствия ее неравновесного состояния.

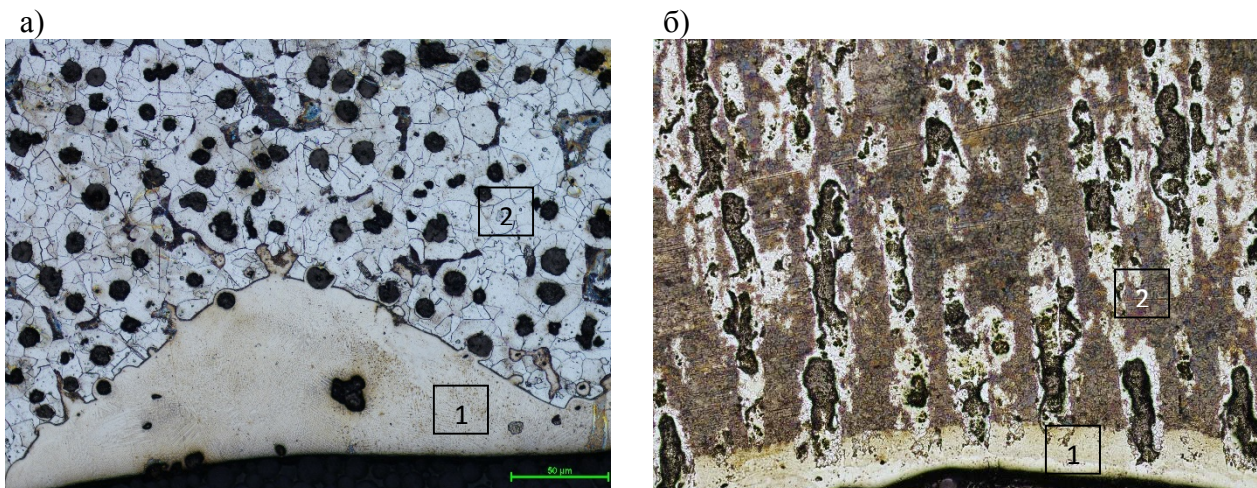


Рис. 3. Микроструктура ВЧШГ с обработанной лазером поверхностью ($\times 200$):
а – литой; б – деформированной;
1 – зона лазерного воздействия; 2 – исходная микроструктура

Тонкая структура закаленной области состоит из бесструктурного мартенсита и остаточного аустенита, строение которых выявляется с помощью растровой электронной микроскопии (см. рис. 4).

Мартенситная фаза обладает более высоким химическим потенциалом, сильнее подвержена травлению и на фотографиях представляется в виде темных образований, а остаточный аустенит – в виде светлых.

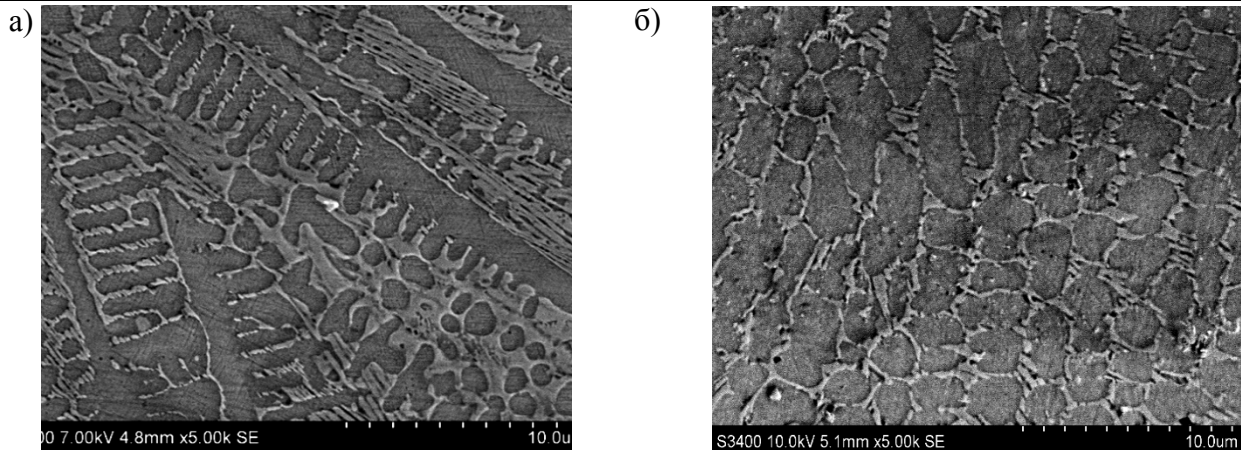


Рис. 4. Микроструктура зоны лазерного воздействия:
а – литой; б – деформированной

Мартенситная фаза, сформированная при лазерной обработке литого чугуна, имеет дендритное строение, состоящее из вытянутых дендритов первого порядка, небольших ответвлений из дендритов второго порядка. Отдельные образования округлой формы представляют дендриты второго порядка, сечения которых оказались в плоскости металлографического шлифа. Дендриты, ориентированные в едином направлении, образуют кластер.

Поверхностная структура деформированного прокаткой высокопрочного чугуна после лазерной обработки отличается меньшим содержанием остаточного аустенита, который располагается по границам равноосных мартенситных кластеров. Равноосность мартенситного кластера обеспечивается высокой скоростью образования центров кристаллизации мартенсита в аустенитной фазе, имеющей высокую плотностью дефектов кристаллического строения и концентраторов напряжений разных микромасштабных уровней. Равноосности мартенситных кластеров также способствует уменьшение температур структурных переходов в железной матрице при повышении плотности дефектов кристаллического строения, приводящих к снижению температуры перегрева при охлаждении.

Меньшее содержание остаточного аустенита при лазерной обработке деформированного чугуна объясняет его более высокую твердость по сравнению с литым.

Заключение

1. Лазерная обработка высокопрочного чугуна, предварительно подверженного пластической деформации прокаткой, значительно повышает твердость поверхностных структур по сравнению с лазерным упрочнением литого чугуна.

2. Дефекты кристаллического строения, сформированные при лазерной обработке, отличаются большей термической устойчивостью при обработке деформированного чугуна по сравнению с литым.

3. Комбинированная обработка высокопрочного чугуна, включающая предварительное пластическое деформирование и лазерное воздействие, является перспективным методом для создания новых технологий поверхностного упрочнения и модифицирования материалов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Ким, В. А. Термодинамика упрочняющих технологий / В. А. Ким, Д. Н. Коротаев, В. В. Соловьев // Известия Амурского государственного университета. – 1999. – № 6. – С. 32-35.
2. 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.

Кошкин С. В., Егорушкин С. В.
S. V. Koshkin, S. V. Egorushkin

ЭКСТРАПОЛЯТОРЫ ТРЕНИЯ ТУРБУЛЕНТНОГО И СМЕШАННОГО ПОГРАНИЧНОГО СЛОЕВ ДЛЯ ОБРАБОТКИ РЕЗУЛЬТАТОВ БУКСИРОВОЧНЫХ ИСПЫТАНИЙ МАЛЫХ МОДЕЛЕЙ В ОПЫТОВЫХ БАССЕЙНАХ

FRICTION EXTRAPOLATORS OF THE TURBULENT AND MIXED-BOUNDARY LAYER, IN APPLICATION TO THE PROCESSING OF THE DATA OF SMALL-MODEL TOWING TESTS IN SHIP TANKS



Кошкин Сергей Валентинович – кандидат технических наук, доцент кафедры кораблестроения Комсомольского-на-Амуре государственного технического университета (Россия, Комсомольск-на-Амуре); 681013, г. Комсомольск-на-Амуре, пр. Ленина, 27; (4217)54-60-63. E-mail: sergey.koshkin1955@yandex.ru.

Mr. Sergey V. Koshkin – PhD in Engineering, Associate Professor, Department of Shipbuilding Technology, Komsomolsk-on-Amur State Technical University (Russia, Komsomolsk-on-Amur); +7 (4217) 546063. E-mail: sergey.koshkin1955@yandex.ru.



Егорушкин Сергей Владимирович – студент магистратуры по направлению «Кораблестроение, океанотехника и системотехника объектов морской инфраструктуры» Комсомольского-на-Амуре государственного технического университета (Россия, Комсомольск-на-Амуре); 681013, г. Комсомольск-на-Амуре, пр. Ленина, 27; 8 909 848 36 72. E-mail: egorushkin89@mail.ru;

Ms. Sergey V. Egorushkin – Master student of "Shipbuilding, Ocean Engineering and System Engineering of Seaport Infrastructure Facilities», Komsomolsk-on-Amur State Technical University (Russia, Komsomolsk-on-Amur); +7 89098483672. E-mail: egorushkin89@mail.ru

Аннотация. В статье получены экстраполяторы трения турбулентного и ламинарного пограничного слоев при обтекании пластины. Полученные экстраполяторы трения могут быть использованы для обработки результатов буксировочных испытаний малых моделей в опытовых бассейнах. Разработан экстраполятор для смешанного пограничного слоя. Предлагается метод его прямого использования для определения форм-фактора сопротивления судна.

Summary. The paper investigates friction extrapolators for the turbulent and laminar boundary layer at a flat plate flow. The obtained extrapolators of friction can be used for processing the results of small-model towing tests in ship testing tanks. We suggest an extrapolator for the mixed boundary layer and a method of its direct application to the task of defining the vessel-drag form factor.

Ключевые слова: пластина, пограничный слой, трение, коэффициент трения, экстраполятор, буксировочные испытания, модели.

Key words: plate, boundary layer, friction, friction coefficient, extrapolator, towing test, model.

УДК 629.5.018.712

Введение

Международная морская организация ООН (ИМО) протоколом VI к Конвенции МАРПОЛ 73/78 (по предотвращению загрязнения с судов) ввело ограничение коэффициента конструктивной (проектной) энергетической эффективности (ККЭЭ) по выбросам для судов, проектируемых с 2013 г. или вводимых в эксплуатацию с 01.01.2015 [6]. На стадии

проектного определения ККЭЭ ЖМО однозначно признаются только результаты буксировочных и самоходных испытаний моделей судов [6].

По правилам МКОБ [2] определение форм-фактора k_f производится при минимальном числе Фруда $Fr = 0,1$ (см. рис. 1). Кривая коэффициента сопротивления воды движению судна $C(Re, Fr)$ при малых числах Рейнольдса (Re) меняет свой характер, так как увеличивается ламинарный участок на модели. МКОБ предлагает аппроксимировать этот участок и определять k_f по «исправленному» участку кривой $C(Re, Fr)$. Это неизбежно приведет к погрешностям определения k_f при малых Re .

Нарушение постоянства k_f можно избежать: во-первых, разработкой более точного экстраполятора трения C_{f0} турбулентного пограничного слоя (ПС) и, во-вторых, разработкой отдельного экстраполятора для смешанного ПС на пластине. В настоящей работе рассматриваются оба этих способа. Смысл непосредственного определения форм-фактора k_f при использовании экстраполятора трения для смешанного ПС ясен из рис. 1.

1. Экстраполяторы трения пограничного слоя на пластине

Вязкостное сопротивление воды движению судна определяется на основании сопротивления трения пластины (см. рис. 1). Экстраполяторы трения (Прандтля-Шлихтинга [1], Пустошного-Котловича [2]), получены из решения уравнения движения жидкости в ПС [2, 3]:

$$C_{f0} = \frac{0.455}{(\lg Re)^{2.58}}, \quad (1)$$

и

$$C_{f0} = \frac{0.323}{(\lg Re)^{2.45}}. \quad (2)$$

При этом ламинарный подслой, где и проявляются касательные напряжения τ_0 , не учитывается. Кроме того, им присуща значительная погрешность результатов в области малых Re . Поэтому применяют эмпирическую зависимость, например,

$$C_{f0} = \frac{0.075}{(\lg Re - 2)^2}, \quad (3)$$

предложенную МКОБ-57, которая повышает значения C_{f0} при числах $Re < 10^6 \dots 10^7$. Таким образом, разработка полуэмпирических экстраполяторов C_{f0} является общепринятой практикой.

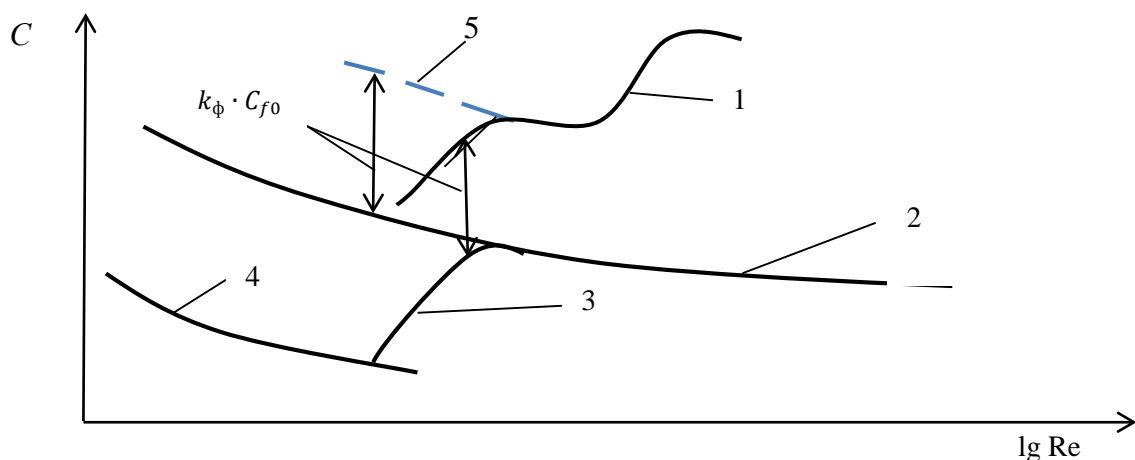


Рис. 1. Обработка результатов буксировочных испытаний модели:

- 1 – кривая коэффициента сопротивления модели $C(Re)$, выполненной в малом масштабе;
- 2 – экстраполятор трения C_{f0} турбулентного ПС;
- 3 – экстраполятор трения смешанного ПС;
- 4 – коэффициент сопротивления ламинарного ПС;
- 5 – экстраполяция $C(Re)$ по схеме МКОБ

Разработанные в данной работе экстраполяторы трения основаны на решении уравнения движения жидкости в пристеночной области. В ламинарном подслое движение жидкости определяется уравнением Лапласа [8]:

$$\nabla^2 v_x = 0, \quad (4)$$

где $\nabla^2 = \frac{\partial^2}{\partial x^2} + \frac{\partial^2}{\partial y^2}$ – дифференциальный оператор Лапласа. Один из способов определения продольной составляющей скорости v_x – разделение переменных $v_x = v_1(x) \cdot v_2(y)$. Тогда решением уравнения будет функция:

$$v_x = (A_1 e^{\lambda x} + A_2 e^{-\lambda x}) \sin(\lambda y). \quad (5)$$

Постоянные A_1 и A_2 определим из условия на пластине $\frac{\partial v_x}{\partial y} = \frac{\tau_0}{\mu}$ при $y = 0$:

$$A_1 e^{\lambda x} + A_2 e^{-\lambda x} = \frac{\tau_0}{\mu \lambda}. \quad (6)$$

Касательные напряжения τ_{00} и τ_{0L} – на носике пластины и задней кромке пластины (при $x = L$) позволяют конкретизировать значения постоянных A_1 и A_2 в формуле (6). Тогда закон изменения касательных напряжений на пластине будет:

$$\tau_0 = \frac{\tau_{0L} \cdot \text{Sh} \lambda x - \tau_{00} \cdot \text{Sh} \lambda (x-L)}{\text{Sh} \lambda L}. \quad (7)$$

Обычно [2, 7, 8] в ламинарном подслое v_x определяется линейной зависимостью $v_x = \frac{\tau_0}{\mu} \cdot y$, которая является простейшим решением уравнения (4) и хорошо согласуется с подтвержденным экспериментами фактом [3], что $\tau = \tau_0 = \text{const}$ в области $\frac{y}{\delta} \leq 0,15 \dots 0,19$. Решение (5) более общее. Невозможность аналитического определения λ не исключает возможности использования (7) для получения экстраполятора C_{f0} . В этом случае λ можно определять из условия согласования C_{f0} с экспериментальными данными, что «переводит» формулы C_{f0} в разряд полуэмпирических.

Получим структуру формулы для экстраполятора C_{f0} . Коэффициент трения пластины (шириной, равной единице) определится как сумма касательных напряжений по длине L пластины:

$$C_{f0} = \frac{R_{\text{тр}}}{\rho \frac{v^2}{2} L \cdot 1} = 2 \frac{\int_0^L \tau_0 dx}{\rho v^2 L}. \quad (8)$$

Подстановка зависимости (7) в (8) с последующим интегрированием дает соотношение:

$$C_{f0} = \frac{2(\tau_{00} - \tau_{0L})}{\lambda L} (\rho v^2)^{-1}, \quad (9)$$

когда $th \frac{\lambda L}{2} \rightarrow 1$.

В формуле (9) фигурируют значения касательных напряжений τ_{00} и τ_{0L} и неопределенный член λL . Для их определения используем интегральное соотношение для ПС пластины [2]:

$$\frac{\partial \delta^{**}}{\partial x} = \frac{\tau_0}{\rho v^2}, \quad (10)$$

где δ^{**} – толщина потери импульса ПС, которая определяется как

$$\delta^{**} = \int_0^{\infty} \frac{u_x}{v} \left(1 - \frac{u_x}{v}\right) dy;$$

$\frac{\partial \delta^{**}}{\partial x}$, в геометрическом смысле, тангенс угла между касательной к зависимости $\delta^{**}(x)$ и осью x .

В результате,

$$\frac{\tau_{00}}{\rho v^2} = \frac{\partial \delta^{**}}{\partial x} \Big|_0 = a \frac{\delta_L^*}{L} \text{ и } \frac{\tau_{0L}}{\rho v^2} = \frac{\partial \delta^{**}}{\partial x} \Big|_L = b \frac{\delta_L^*}{L},$$

где $\frac{\delta_L^*}{L}$ соответствует концу пластины; a и b – постоянные коэффициенты.

Тогда структура формулы для экстраполятора будет:

$$C_{f0} = \frac{2(a+b)}{\lambda L} \left(\frac{\delta_L^{**}}{L} \right), \quad (11)$$

что структурно согласуется с известной зависимостью [2]:

$$C_{f0} = 2 \left(\frac{\delta_L^{**}}{L} \right) \text{ или } \frac{\delta_L^{**}}{L} = 0,5 C_{f0}, \quad (12)$$

полученных из (10).

Определяя δ_L^{**}/L в (12) с использованием (1), (2) и (3), можно предложить две структуры экстраполятора трения пластины:

$$C_{f0} = \frac{a}{(\lg Re)^n}; \quad (13)$$

$$C_{f0} = \frac{a}{(\lg m Re)^n}. \quad (14)$$

Детальный анализ (11) позволяет предложить другой вариант структуры экстраполятора трения:

$$C_{f0} = a(\lg Re)^n + b(\lg Re)^m. \quad (15)$$

Формулы (13), (14) и (15) различаются по сложности (числу параметров). Эти параметры (a , b , m , n) и подлежат определению по экспериментальным данным; для коэффициентов трения пластины, обобщенных Шлихтингом [7] и Г. Е. Павленко [5].

Результаты обработки экспериментальных данных (определения параметров) в соответствии с (13), (14) и (15) обобщены в виде зависимостей $C_{f0}(Re)$ на рис. 2 для турбулентного ПС и на рис. 3 для ламинарного ПС на пластине.

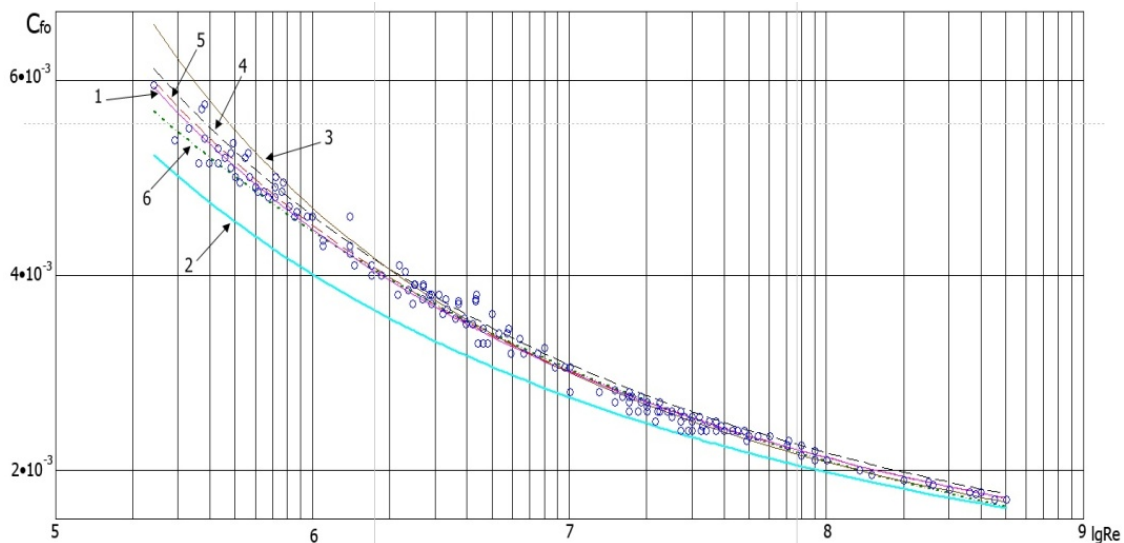


Рис. 2. Экстраполяторы трения турбулентного ПС по экспериментальным данным (точки):
 1 – по формуле (1); 2 – по формуле (2); 3 – по формуле (3);
 по предлагаемым структурным зависимостям: 4 – по формуле (15); 5 – по формуле (16);
 6 – по формуле (14); ◦ – экспериментальные данные

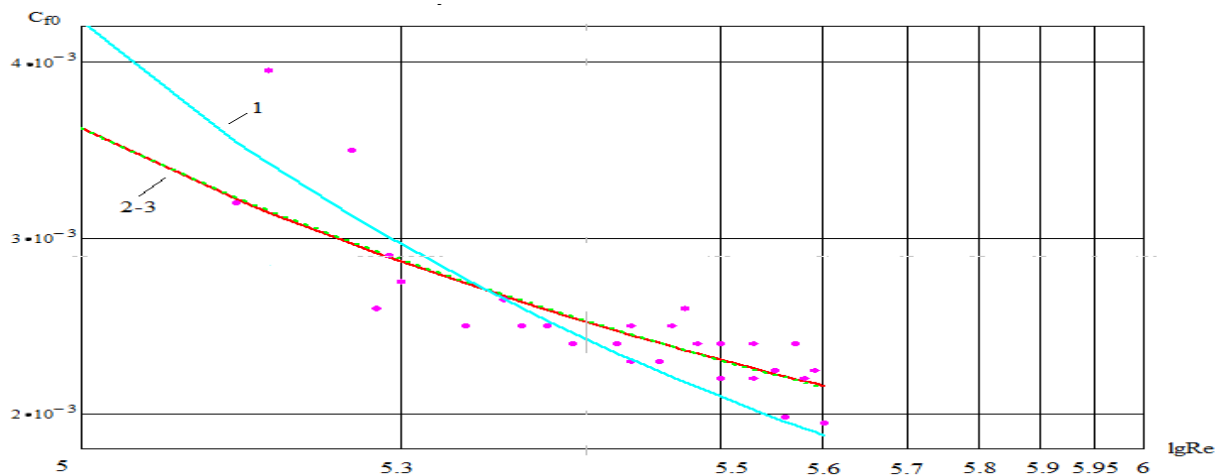


Рис. 3. Экстраполяторы трения ламинарного ПС. Обобщение экспериментальных данных (точки): 1 – по формуле Блазиуса $C_{f0} = 1.327/\sqrt{Re}$; по предлагаемым структурным зависимостям 2-3 – по формулам (14) и (17); ● – экспериментальные данные

Анализ результатов показывает, что наилучшим образом с экспериментом коррелируется наиболее простая структура (13). Экстраполяторы трения имеют вид:

$$C_{f0} = \frac{0,486}{(\lg Re)^{2,612}}; \quad (16)$$

$$C_{f0} = \frac{1,97}{(\lg Re)^{3,917}} \quad (17)$$

для турбулентного и ламинарного ПС соответственно.

Из рис. 2 видно, что получаемые в соответствии с (16) значения C_{f0} для турбулентного ПС практически полностью совпадают со значениями, соответствующими кривой Прандтля-Шлихтинга (1) в диапазоне $Re = 1 \cdot 10^7 \dots 1 \cdot 10^9$. При уменьшении Re значения C_{f0} по (16) начинают плавно превышать кривую 1 на величину $0,06 \cdot 10^{-3}$ при $Re = 1 \cdot 10^5$. Таким образом, экстраполятор трения частично устраняет недостаток, отмечаемый для формулы Прандтля-Шлихтинга (1) – занижение значений трения при малых Re .

Между экстраполятором C_{f0} для ламинарного ПС в соответствии с (17) и кривой Блазиуса (1 на рис. 3) наблюдаются резкие различия, что объясняется различными «подходами»: коэффициенты в (17) получены по условию наилучшего согласования полуэмпирической структуры (17) с экспериментальными данными, а решение Блазиуса чисто теоретическое.

2. Смешанный пограничный слой на пластине

В настоящее время общеупотребительной является условная схема перехода ламинарного в турбулентный в ПС, представленная на рис. 4. Переход осуществляется в точке с координатой $x = l$ от носика пластины, где толщины вытеснения ламинарного и турбулентного ПС равны: $\delta_{л}^{**} = \delta_{т}^{**}$.

Начало турбулентного ПС соответствует координате $x = x_0$, а длина участка пластины занятая им – $(L - x_0)$, что учитывается при расчете соответствующего значения числа Рейнольдса $Re_{усл} = \frac{v(L-x_0)}{\nu}$.

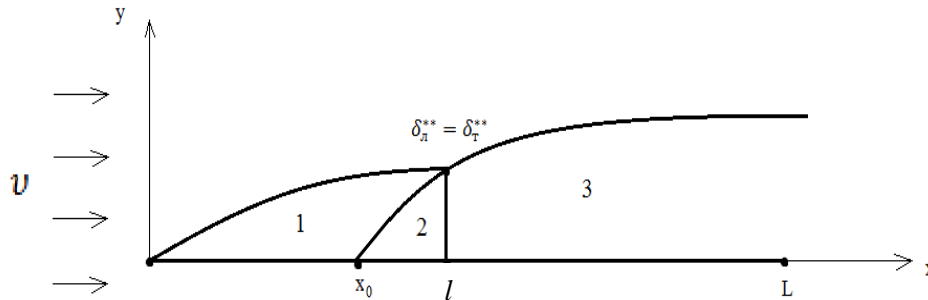


Рис. 4. Схема перехода ламинарного ПС в турбулентный ПС на пластине: 1 – область ламинарного ПС; 2 – переходная область; 3 – полностью турбулентный ПС

Упрощенным инженерным схемам определения C_{f0} для смешанного ПС соответствует осреднение касательных напряжений τ_0 по участкам пластины (см. рис.5, а), что мало отвечает действительной картине изменения $\tau_0(x)$ в соответствии с (7).

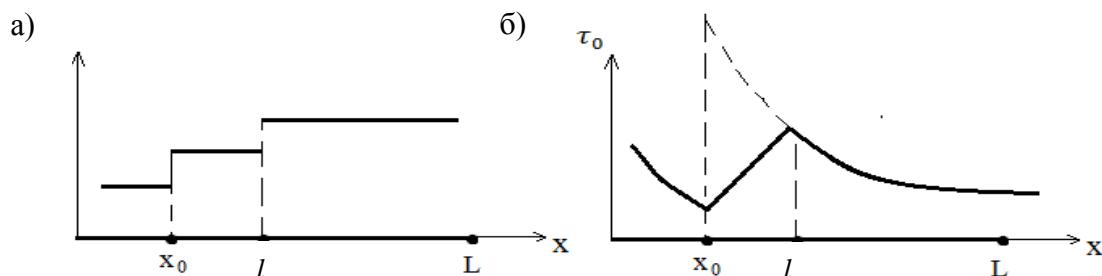


Рис. 5. Схема изменения касательных напряжений τ_0 по длине пластины: а – ступенчатая; б – предлагаемая в соответствии с формулой (21)

Все это вынуждает разработать иную схему определения C_{f0} для смешанного ПС. При разработке такой схемы используется близкая к действительности картина изменения касательных напряжений по длине пластины $\tau_0(x)$ в соответствии с законом (7), переходной линейной зависимостью для τ_0 на участке (x_0, l) пластины (см. рис. 5, б). Определение C_{f0} производится последующим интегрированием τ_0 в пределах пластины с учетом особенностей по участкам.

Опыты расчетов ПС позволяют предложить следующие приближенные формулы для относительных координат $\bar{l} = \frac{l}{L}$ и $\bar{x}_0 = \frac{x_0}{L}$, а также пересчитать экстраполяторы $C_{f0T}^/ (Re_{усл})$ и $C_{f0T}^{//} (Re_{усл}^/ = \frac{v x_0}{\nu})$ на полную длину пластины.

$$\frac{\bar{x}_0}{\bar{l}} = \frac{1+0,419 \cdot \bar{l}}{1-0,419 \cdot \bar{l}} \cdot \frac{C_{f0Л}}{C_{f0T}}; \quad (18)$$

$$1 - \bar{l} + \bar{x}_0 = 1 - \bar{l} \cdot \frac{C_{f0T}(1-0,419 \cdot \bar{l}) - C_{f0Л}(1+0,419 \cdot \bar{l})}{C_{f0T}(1-0,419 \cdot \bar{l})}; \quad (19)$$

$$C_{f0T}^/ = \frac{C_{f0T}}{1+0,419 \cdot \bar{l} \cdot \left[1 - \frac{C_{f0Л}(1+0,419 \cdot \bar{l})}{C_{f0T}(1-0,419 \cdot \bar{l})} \right]}; \quad (20)$$

$$C_{f0T}^{//} = C_{f0T} \cdot \left[1 + \frac{\lg C_{f0Л} - \lg C_{f0T} + \lg(1+0,419 \cdot \bar{l}) - \lg(1-0,419 \cdot \bar{l})}{\lg Re} \right];$$

где $C_{f_{0л}}$ и $C_{f_{0т}}$ – экстраполяторы трения ламинарного и турбулентного ПС, определенные в соответствии с (17) и (16) при числе $Re = \frac{vL}{\nu}$ и $\lambda = 1,725$.

Экстраполятор трения смешанного ПС на пластине определится как

$$C_{f_0} = \left[1,104 + 0,109 \cdot ch(1,725\bar{l}) - 0,419 \cdot ch[1,725(1 - \bar{l})] - 0,094\bar{x}_0 \cdot sh(1,725\bar{l}) + \right. \\ \left. + 0,361\bar{x}_0 \cdot sh[1,725(1 - \bar{l})] \right] \cdot C_{f_{0л}} + C_{f_{0т}} \cdot (1 - \bar{l} + 0,018\bar{x}_0), \quad (21)$$

где $ch(1,725\bar{l})$ и $sh(1,725\bar{l})$ – гиперболический косинус и синус, а для определения \bar{x}_0 , $C_{f_{0т}}$, $C_{f_{0л}}$, $C_{f_{0т}}$ используются зависимости (18), (20), (17), (16) соответственно.

Наиболее простой вид зависимость (21) принимает при фиксированной точке перехода \bar{l} . Например, при $\bar{l} = 0,05$, что характерно для буксировочных испытаний моделей судов в опытовом бассейне при установке эффективного турбулизатора на первом теоретическом шпангоуте, формула (21) примет вид:

$$C_{f_0} = (0,094 - 0,903\bar{x}_0)C_{f_{0л}} + C_{f_{0т}}(0,95 + 0,018\bar{x}_0), \quad (22)$$

Результаты вычисления по формуле (22) представлены на рис. 7 (кривая 3). Полученная кривая почти эквидистантна C_{f_0} , определенной по зависимости (16). Это обуславливает прямое применение экстраполятора (16) при анализе результатов буксировочных испытаний с включением разницы в значение форм-фактора.

Для конкретизации (21) необходимо знать относительное значение точки перехода $\bar{l}(Re)$, которую (с учётом согласования с экспериментальными данными) представим в виде квадратичной зависимости. При протяженности $\bar{l} < 0,5$

$$\bar{l} = 0,35(\lg Re)^2 - 5,04\lg Re + 18,15. \quad (23)$$

Результаты определения ламинарного участка смешанного ПС по (23) показаны на рис. 6 (кривая 1). На этом же рисунке приведена эмпирическая зависимость (кривая 2), полученная Л.Ф. Козловым $\bar{l} \approx 0,5 \cdot 10^6 \cdot Re^{-1}$ обработкой результатов испытаний обтекания пластин, проведенных Геберсом [4]. Сравнение дает основание говорить, что при $\bar{l} < 0,5$ результаты идентичны.

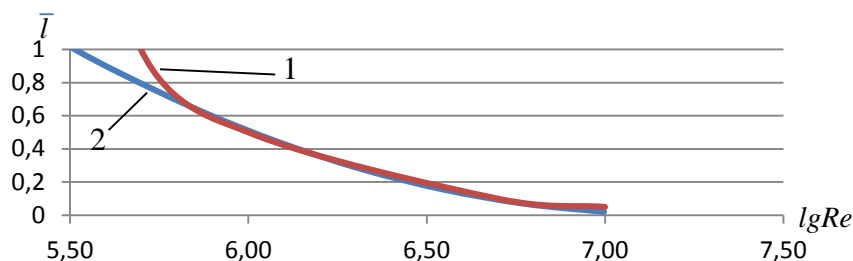


Рис. 6. Относительная протяжённость ламинарного участка смешанного ПС:
1 – согласно формуле (23); 2 – из опытов Геберса [4]

Результаты расчета C_{f_0} , согласно (21) и (24), приведены на рис. 7 (кривая 5). Можно отметить хорошее согласование предположенного экстраполятора (21) с экспериментальными данными. На этом же рисунке приведена (для сравнения) приближенная зависимость, полученная Л.Ф. Козловым для смешанного ПС на пластине [4]:

$$C_{f0} = \frac{0.486}{(\lg Re)^{2.612}} - \frac{1.5}{Re} \cdot 10^3. \quad (24)$$

Сравнение результатов говорит о идентичности эмпирико-статистической формулы Л.Ф. Козлова (24) с экстраполятором (21), полученным с использованием теоретических предпосылок.

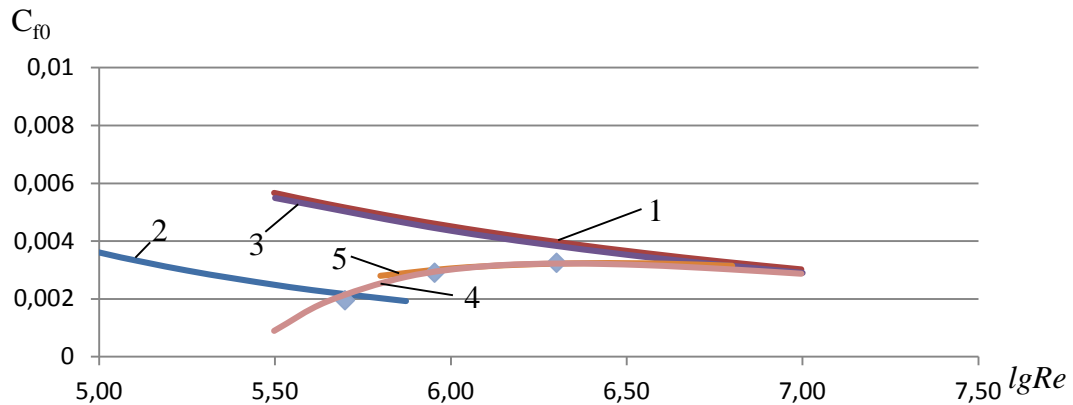


Рис. 7. Экстраполяторы трения смешанного ПС:

- 1 – экстраполятор турбулентного ПС по (16); 2 – экстраполятор ламинарного ПС по (17); 3 – экстраполятор смешанного ПС по (21) при $\bar{l} = 0,05$; 4 – эмпирико-статистический экстраполятор ПС Л.Ф. Козлова(24); 5 – экстраполятор смешанного ПС по (21) при \bar{l} , определенной в соответствии с формулой (23); ♦ – экспериментальные данные

Таким образом, экстраполятор трения (21) для смешанного ПС можно использовать в инженерной практике, в том числе для непосредственного анализа результатов буксировочных испытаний моделей в малых опытовых бассейнах, согласно схеме на рис. 1.

Заключение

1. В работе получен экстраполятор трения C_{f0} турбулентного ПС на пластине (формула (16)), хорошо отражающий экспериментальные данные, который может применяться при пересчете результатов испытаний малых моделей судов на натуре по схеме Фруда.
2. Экстраполятор C_{f0} ламинарного ПС (формула (17)) использован для расчетов смешанного ПС на пластине.
3. Разработан метод (формулы (21) и (23)) определения экстраполятора для смешанного ПС, который может использоваться для непосредственного определения форм-фактора k_f по результатам буксировочных испытаний малых моделей при низких числах Фруда.

ЛИТЕРАТУРА

1. Басин, А. М. Управление пограничным слоем судна (основные проблемы) / А. М. Басин, А. И. Короткин, Л. Ф. Козлов. – Л.: Судостроение, 1968. – 491 с.
2. Войткунский, Я. И. Гидромеханика / Я. И. Войткунский, Ю. И. Фадеев, К. К. Федяевский – Л.: Судостроение, 1982. – 456 с.
3. Кацман, Ф. М. Пропульсивные качества морских судов / Ф. М. Кацман, А. Ф. Пустошный, В. М. Штумпф. – Л.: Судостроение, 1972. – 512 с.
4. Козлов, Л. Ф. К вопросу об определении сопротивления судна по результатам буксировочных испытаний его моделей в опытовом бассейне / Л. Ф. Козлов // Судостроение. – 1958. – № 3. – С. 4-7.
5. Павленко, Г. Е. Сопротивление воды движению судов / Г. Е. Павленко. – М.: Морской транспорт, 1956. – 508 с.
6. Пустошный, А. В. Energy Efficiency Design Index – Новая реальность от ИМО / А. В. Пустошный // Судостроение. – 2013. – № 1. – С. 11-17.
7. Справочник по теории корабля: В 3 т. Т. 1. Гидромеханика. Сопротивление движению судов.



Судовые двигатели / под ред. Я. И. Войткунского. – Л.: Судостроение, 1985. – 768 с.

8. Тарануха Н. А. Методика обработки результатов буксировочных испытаний моделей судов в опытовом бассейне / Н. А. Тарануха, С. В. Кошкин, Е. И. Селиванов, М. П. Шадрин // Ученые записки Комсомольского-на-Амуре государственного технического университета. Науки о природе и технике. – 2011. – № II-1(6). – С. 86-94.



Ахметова А. В.
A. V. Akhmetova

**МЕЖДУНАРОДНАЯ НАУЧНО-ПРАКТИЧЕСКАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ
«АРХИТЕКТУРА, СТРОИТЕЛЬСТВО, ЗЕМЛЕУСТРОЙСТВО И КАДАСТРЫ
НА ДАЛЬНЕМ ВОСТОКЕ В XXI ВЕКЕ» (Г. КОМСОМОЛЬСК-НА-АМУРЕ,
23 – 25 АПРЕЛЯ 2014 Г.)**

**INTERNATIONAL WORKSHOP "ARCHITECTURE, CIVIL ENGINEERING,
LAND MANAGEMENT AND CADASTRE: THE FAR EAST IN THE XXI CENTURY"
(KOMSOMOLSK-ON-AMUR, APRIL 23 – 25, 2014)**

Ахметова Анна Валинуровна – кандидат исторических наук, доцент, начальник научного центра социально-экономических и гуманитарных проектов Комсомольского-на-Амуре государственного технического университета (Россия, Комсомольск-на-Амуре); 681035, г. Комсомольск-на-Амуре, пр. Октябрьский, 36 – 55; 89622960095. E-mail: vyrds@rambler.ru.

Ms. Anna V. Akhmetova – PhD in History, Associate Professor, Head of the Research Centre for Social Economic and Humanitarian Projects, Komsomolsk-on-Amur State Technical University (Russia, Komsomolsk-on-Amur); 681035, Komsomolsk-on-Amur, 36, Oktyabrskiy Av., 55; + 7-962-2960095. E-mail: vyrds@rambler.ru.

Международная научно-практическая конференция «Архитектура, строительство, землеустройство и кадастры на Дальнем Востоке в XXI веке» прошла 23 – 25 апреля 2014 г. в КНАГТУ. В ней участвовали преподаватели и студенты факультета кадастра и строительства, а также приглашенные гости. На научном мероприятии присутствовали ученые из Китая и Южной Кореи. Международная конференция прошла на высоком научном уровне. Лучшие доклады канд. техн. наук В. А. Дзюбы, канд. техн. наук О. Е. Сысоева, канд. техн. наук Н. В. Гринкруг, Л. И. Костиковой рекомендованы к публикации в центральных печатных изданиях.

Конференция проводилась по трем направлениям-секциям: архитектура, строительство, землеустройство и кадастры. В рамках первой секции (архитектура) были представлены семь докладов. Стоит отметить работу гостя из Южной Кореи Ха Дон Джин (университет «Согён») «Особенности традиционного корейского жилища "ханок"». В статье рассматриваются особенности традиционной корейской архитектуры жилого дома «ханок», его дальнейшая модернизация с использованием современных технологий строительства и новых строительных материалов. Автор приходит к выводу о том, что архитектурный стиль «ханок» стал подлинным символом корейской культуры.

В своей работе «Организация и благоустройство рекреационных территорий в г. Комсомольск-на-Амуре» авторы Е. Г. Галкина и А. А. Кочетков рассматривают важную проблему современного социума – формирование благоприятной среды жизнедеятельности в современном городе. Авторы предлагают создать водно-спортивный парк, что приведет к формированию здоровой, эстетически и функционально полноценной среды для отдыха в г. Комсомольске-на-Амуре.

Во второй секции (строительство) были заслушаны 20 докладов. Среди них можно подробно рассмотреть доклад преподавателя А. В. Дзюбы (КНАГТУ) «Развитие мотивационного подхода в условиях ограниченных экономических ресурсов». Данная работа посвящена вопросам повышения производительности труда на предприятиях с помощью очень перспективного на сегодняшний день метода мотивации. Автор приходит к выводу, что должная организация процесса мотивации позволяет грамотно распределять имеющиеся ресурсы на любом предприятии.

Доклад М. Т. Никифорова «Водоснабжение поселков на Дальнем Востоке» освещает проблемы водоснабжения поселков, расположенных в суровых климатических территориях.



Актуальность данного исследования автор находит в том, что отсутствие нормального водоснабжения является одним из факторов, вызывающих отток населения из небольших поселений региона в города или в другие более благоприятные районы страны. В работе даны практические рекомендации для обеспечения качественной водой населения поселков (использование компактных бытовых фильтров, специальных емкостей для дополнительного отстаивания воды на месте потребления и пр.).

Статья В. А. Трифонова и К. Г. Пахотиной «Современный взгляд на социальное жилье в Комсомольске-на-Амуре» посвящена одному из самых актуальных вопросов современности – жилищному вопросу. Для решения данной проблемы был найден вариант решения – возведение жилья под социальный найм. Для того чтобы реализовать это строительство, необходимо создание жилого объекта, функционирующего по принципу доходного дома. Авторы считают, что массовое строительство доходных домов может повлиять на изменение качества жизни в городах в целом и приблизить жилье к современным стандартам качества жизни.

В третьей секции (землеустройство и кадастры) были представлены 16 докладов. Стоит отметить доклад А. Н. Тергушевой и Н. И. Чернышева «Мониторинг и проблемы эффективного использования оленьих пастбищ». В работе проведен анализ состояния оленеводства и кормовой базы, рассмотрены причины деградации пастбищ и их рекультивации. Были выявлены следующие приоритетные направления деятельности, направленной на охрану земель, занятых оленьими пастбищами: ведение учета и мониторинг состояния земель, занятых оленьими пастбищами; предупреждение несанкционированного движения гусеничной техники вне отведенных дорог по землям, занятым оленьими пастбищами, предупреждение нарушения и восстановление нарушенного почво-растительного покрова при разведке и добыче полезных ископаемых.

Статья О. Н. Борзовой и В. В. Овсяниной «Проблемы и перспективы создания рынка арендного жилья в регионах Дальнего Востока» посвящена проблемам строительства арендного жилья в целях повышения качества жизни населения в регионах Дальнего Востока. Авторы приходят к выводу о том, что арендный сектор жилья во всех странах мира, где он существует, создавался по инициативе и с помощью государства с привлечением частных инвестиций. При этом одной из основных проблем, тормозящих развитие сектора арендного жилья, авторы считают привлечение негосударственного капитала, так как строительство и содержание арендных домов – это бизнес с низкой прибыльностью и длительным сроком окупаемости. Поэтому в работе делается вывод о том, что необходимо использовать механизм прямой государственной поддержки при строительстве арендного жилья и только в дальнейшем находить возможности привлечения частных инвестиций.

В статье А. А. Котенко и О. Ю. Цветкова «Бытовое обслуживание в России. Формирование, развитие, основные проблемы» ретроспективно анализируется состояние отрасли бытового обслуживания населения России. К проблемам указанной отрасли авторы относят низкую рентабельность отдельных видов деятельности в сфере обслуживания ввиду их высокой материалоемкости, высокие арендные платежи за арендуемые помещения, высокие налоги, неразработанность нормативно-правовой базы по регулированию данной отрасли, труднодоступность многих видов услуг для социально незащищенных слоев населения и далеко не всегда качественное предоставление этих услуг. Также определяется круг основных проблем, существующих в этой сфере сегодня. Были намечены пути выхода из создавшегося кризисного состояния.

В целом научно-практические результаты конференции, несомненно, высоки. Были рассмотрены многие актуальные вопросы жизнеобеспечения населения как всей страны, так и Дальневосточного региона в частности. Особенно обращают на себя внимание доклады, затрагивающие социальные проблемы г. Комсомольска-на-Амуре, т.к. в них были представлены достаточно весомые практические рекомендации, которые выпускники факультета кадастра и строительства могут применить в своей будущей профессиональной деятельности.