

РАБОТОСПОСОБНОСТЬ АЛМАЗНЫХ КРУГОВ С ВОДОРАСТВОРИМЫМ НАПОЛНИТЕЛЕМ ПРИ ОБРАБОТКЕ СТЕКЛОИЗДЕЛИЙ

У статті представлені результати випробувань алмазних кругів на зв'язках з різними композиційними наповнювачами на базі високоплавкого легкоплавкого скла при шліфуванні кристалю, розглянуті механізми і кінетика зношування робочих поверхонь кругів форм ІЕЕ1.

В статье представлены результаты испытаний алмазных кругов на связках с различными композиционными наполнителями на базе высокоплавкого легкоплавкого стекла при шлифовании хрусталя, рассмотрены механизмы и кинетика изнашивания рабочих поверхностей кругов форм ІЕЕ1.

The paper presents the results of testing the diamond disks with binders and various fillers based on high-filled low-melting glass when grinding crystal glass. It also considers the mechanisms and kinetics of wear-out of operating surfaces of ІЕЕ1-shape disks.

При обработке изделий из художественного стекла (хрусталя) используется, в основном, алмазный инструмент форм ІЕЕ1, І4ЕЕ1, ІFF1 на металлических связках марок М2-01, М3-01, М6-14 и др. Реже применяется инструмент на органических или керамических связках. Работоспособность инструмента определяется маркой, зернистостью и концентрацией алмазного порошка и связкой. Причем свойства связки чаще определяют работоспособность в конкретных условиях, производительность, удельный расход алмазов и качество обработанных поверхностей [1,2]. Для изготовления алмазного инструмента, применяемого при обработке стеклоизделий, обычно применяют шлифпорошки из синтетических алмазов марок АС6-АС15 узких фракций, причем особое внимание уделяется расसेву порошков, так как наличие предельных фракций в таком инструменте ухудшает качество обработки и резко увеличивает затраты на химическое полирование.

Удаление обрабатываемого материала при шлифовании стекла происходит в результате хрупкого разрушения [3-5]. Повышенная хрупкость стекол и ряда других хрупких неметаллических материалов характеризуется большой разностью пределов прочности при растяжении и сжатии. В то же время указанные материалы обладают практически идеальной упругостью. При двухосном сжатии стекол соблюдается линейная зависимость между напряжениями и деформациями вплоть до разрушения, а материал подвергается воздействию конкурирующих процессов микроскопического разрушения и упрочнения структуры [4-6].

В процессе обработки стекла его поверхностный слой разрушается под воздействием абразивных зерен. Под вершинами зерен возникают области

Если $ei = b_0$ и $es = c_0$, то имеется идеальный случай изготовления изделий. Интервал $(b_1; c_1)$ говорит о том, что брака нет, но может быть выбрано оборудование излишне точное. Оценки b_2 и c_2 говорят о том, что есть неустраняемый брак, вероятность которого определяется по формуле (2)

$$P(b_2 < x \leq ei) = ei - b_2 + k(ei - a) \left[1 - \left(\frac{ei - a}{b_2 - a} \right)^k \right]$$

Оценки b_3 и c_3 дают устранимый брак, вероятность которого определяется по формуле

$$P(es < x \leq c_3) = c_3 - es - k(es - a) \left[1 - \left(\frac{es - a}{c_3 - a} \right)^k \right]$$

Интервал $(b_4; c_4)$ говорит о том, что имеется устранимый и неустраняемый брак, вероятность которого определяется по формуле

$$P(es < x \leq c_4) + P(b_4 < x \leq ei) = c_4 - es - k(es - a) \left[1 - \left(\frac{es - a}{c_4 - a} \right)^k \right] + ei - b_4 + k(ei - a) \left[1 - \left(\frac{ei - a}{b_4 - a} \right)^k \right]$$

Выводы:

1. Предложенная модель (1) размеров изделий практически адекватна имеющимся размерам изделий, полученных экспериментально.
2. Модель (1) имеет различную форму распределения k и различное расположение номинального размера в поле допуска.
3. Разработан достаточно точный метод получения оценок параметров модели (1).
4. С помощью данной модели (1) и полученных оценок ее параметров определяется установочный размер для обработки изделия с наилучшим значением.
5. Получены формулы, определяющие вероятность устранимого и неустраняемого брака, и определения поля рассеяния размеров.

Список использованных источников: 1. ГОСТ 25347-82. ЕСПД. Поля допусков и рекомендуемые посадки. [Текст]. — Введ.1983-01-07. — М.: Изд-во стандартов, 1983. — 27 с. 2.ГОСТ 25346-89 ЕСПД. Общие положения, ряды допусков и основных отклонений. [Текст]. — Введ.1990-01-07. — М.: Изд-во стандартов, 1990. — 25 с. 3. Маталин А.А. Технология машиностроения: Учебник для машиностроительных вузов по специальности «Технология, металлорежущие станки и инструменты». [Текст] / А.А. Маталин -Л.: Машиностроение, 1985. 496с. 4. Ламнауэр Н.Ю. Технологическое обеспечение качества соединений по параметру биния [Текст] / Н.Ю. Ламнауэр // Вестник Национального технического университета «ХПИ». -2005. -Вып.57. -С.56-61. 5. Ламнауэр Н.Ю. Экономический вопрос выбора технологии финишной обработки изделий в машиностроении [Текст] / Н.Ю. Ламнауэр // Вестник Национального технического университета «ХПИ». -2008. -Вып.1. -С.113-120. 6. Дейвидт Г. Порядковые статистики [Текст]: пер. с англ. под ред. В.В.Петрова; - М.: Наука. Главная редакция физико-математической литературы, 1979. -336с.

Поступила в редакцию 15.06.2012

напряжения сжатия, а ниже – растяжения. Когда значение напряжения под острием зерна достигает предела текучести стекла, в областях размером 100 мкм и более имеет место хрупкое разрушение с одновременной пластической деформацией. То есть, проникающее действие острия зерна вызывает пластическую деформацию, а внутренние напряжения растяжения приводят к хрупкому микроразрушению и диспергированию поверхности стекла. При давлении 5000 – 6000 МПа начинается вязкое течение стекла и пластическая деформация в областях менее 100 мкм. Таким образом, хрупкое разрушение под вершинами зерен определяет энергию разрушения и эффективность снятия припуска при шлифовании стекла, а деформация в прилегающих микрообъемах является сопутствующим фактором при диспергировании стекла.

Считается, что алмазные зерна используют в шлифовальных инструментах небольшую часть своих потенциальных возможностей. Уровень их использования может быть повышен при увеличении прочности удержания зерен связкой на границе их раздела и обеспечения величины выступления зерен из связки, большей глубины их врезания для образования необходимого пространства, в котором распределяются обрабатываемый материал и продукты его диспергирования. Технологические процессы изготовления режущих композиционных материалов методами порошковой металлургии включают несколько основных операций: смешивание компонентов шихты связки, смешивание компонентов алмазосодержащей шихты, холодное прессование брикета алмазосодержащей шихты, спекание и горячее прессование брикета [6-8]. Шихта инструментов для обработки стекла состоит, как правило, из связующих на основе систем Cu-Zn (Cu-Zn, Cu-Zn-Sn), алмазного порошка и наполнителей. При спекании и горячем прессовании брикета формируется матрица композиционного материала, обеспечивающая закрепление (удержание) режущих элементов – алмазных зерен. Как правило, матрица формируется на операции спекания (частично горячего прессования) при взаимодействии дискретных, дисперсных металлических, керамических или стеклянных частиц, образующих монолитный материал. Свойства матрицы могут варьироваться изменением пористости и состава за счет введения различного рода наполнителей. В качестве наполнителей режущих композитов используются дисперсные и ультрадисперсные частицы инертных по отношению к матрице материалов, например SiC, SiO₂, B₄C, графит и т.д. [7-8]. Традиционно основными функциями наполнителей является повышение эксплуатационных характеристик алмазосодержащих композиционных материалов (коэффициента трения, износостойкости, алмазодержания) и механических характеристик (твердости, предела прочности). Полагая, что придание наполнителям режущих функций с улучшением процесса самозатачивания и одновременно флюсующих агентов позволит повысить рабочие характеристики алмазосодержащих композитов и инструмента на их основе. Решением может быть использование дисперсных частиц B₄C, SiC и подобных в качестве наполни-

телей химически нестойких стекол с низкими температурами перехода в вязко-пластичное состояние, что позволит реализовать их абразивные свойства, снизить степень «засаливания» связки и, одновременно повысить твердость и прочность связки.

В качестве основы легкоплавких стекол использовали борный ангидрид, в качестве легирующих компонентов – SiO₂, P₂O₅, Na₂O. В качестве наполнителей использовали порошки B₄C, SiC, а также алмаза зернистостью 20/14 – 1/0 и 60/40. Концентрация наполнителей в таких композиционных материалах варьировала от 75 до 50 % об.

Композиционные материалы систем SiC – B₂O₃, B₄C – B₂O₃, (SiC – алмаз – B₂O₃, (B₄C – алмаз) – B₂O₃ получали прямым синтезом при взаимодействии борной кислоты, аморфного оксида кремния и дигидрофосфата натрия в условиях одновременной дегидратации борной кислоты при 875 – 925 К в течение часа. Спеси дробили и рассевали по фракциям. Отдельные результаты испытаний на прочность гранул приведены в таблице 1.

Таблица 1 – Влияние концентрации B₂O₃ на прочность частиц композиционного материала B₄C – B₂O₃ и (B₄C + алмаз 10 % об.) – B₂O₃ зернистостью 100/80 мкм

Материал	Концентрация B ₂ O ₃ в композиционном материале, % об.	Разрушающая нагрузка, Н	Среднее значение из 25 гранул	Прочность, МПа
B ₄ C – B ₂ O ₃	50	60...340	166,4	1,7
	40	60...390	223,2	2,2
	25	70...500	183,6	1,8
B ₄ C + алмаз – B ₂ O ₃	50	60...450	244	2,4
	40	70...460	188,4	1,9
	25	90...620	280,8	2,8

Анализ результатов показывает, что во всех системах B₄C – B₂O₃, SiC – B₂O₃, (SiC – алмаз) – B₂O₃, (B₄C – алмаз) – B₂O₃ снижение объемного содержания легкоплавкого стекла приводит к повышению прочности композиционных гранул. Величина нагрузки, при которой происходит разрушение частиц, определяется составом, структурой частиц и их формой. Среднее значение этих величин достаточно адекватно отражает прочностные характеристики частиц композиционных материалов. Увеличение числа частиц с высокими показателями прочности при одновременном увеличении средней величины показателей по мере снижения концентрации стекла в композиционном материале позволяет полагать, что снижение концентрации (объемной) матричного материала приводит к увеличению прочности частиц B₄C – B₂O₃. Низкие значения прочности частиц могут свидетельствовать также об их де-

фектной структуре. Формирование такой структуры может происходить на стадиях приготовления стекла или стадии дробления.

На рисунке 1 приведены отдельные результаты исследования композиционных частиц.

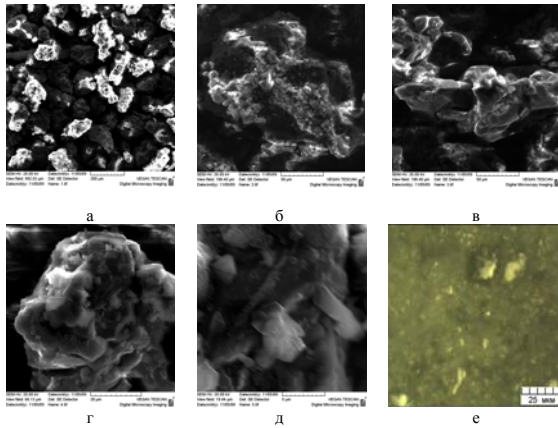


Рисунок 1 – Строение гранул ($B_4C + ACH\ 7/3 - B_2O_3$ зернистостью 160/100 мкм: а- общий вид, б, в- морфология гранул; г, д – морфология поверхности гранул; е- микроструктура

В связке алмазного инструмента композиционные гранулы могут играть роль как режущего элемента, так и связующего. Анализ морфологии и строения поверхности гранул, полученных при дроблении спеков, показал, что на их поверхностях расположены частицы алмаза (карбидов бора или кремния). Т.е. при дроблении не происходит разрушения абразивных частиц, а они прочно удерживаются матрицей (рисунок 1 в, д). В области концентраций B_2O_3 60 – 70 % об. в системах $B_4C - B_2O_3$, $SiC - B_2O_3$, $(B_4C - алмаз) - B_2O_3$, после спекания и охлаждения суспензий формируются композиционные материалы с достаточно однородным распределением частиц твердой фазы. Значительные различия в прочности композиционных материалов могут быть связаны с межчастичным взаимодействием между расплавом и частицами B_4C , SiC , алмаза, либо неравномерным распределением расплава в композиционном материале. В образцах с объемным содержанием B_2O_3 в матрице 50 % отмечаются участки с более высокой концентрацией наполнителя. Причи-

ной неравномерного распределения дисперсных частиц в матрице является сегрегация и седиментация твердой фазы при выдержке стекляннй суспензии. Неоднородное распределение дисперсных частиц в расплаве вызвано различной вязкостью расплава из-за низких скоростей смешения и растворения компонентов стекла (дисперсного оксида кремния). Сегрегация дисперсных частиц на стадии смешивания и плавления компонентов стекла приводит к образованию пор. В области 40 % об. концентрации B_2O_3 распределение дисперсных частиц в матрице более однородное. Тем не менее, отдельные поры существуют и в гранулах с концентрацией B_2O_3 40–25 % об. Дробление таких спеков с неравномерным распределением при однократном ударе бойка (либо однократном цикле дробления на прессе при давлении 100 МПа) не приводит к массовому дроблению частиц размером 2000–1000 мкм. Для получения гранул различной зернистости проводили размол дробленных спеков в шаровой мельнице. Исследования показали, что гранулы фракций 50/63-160/100 спекаются уже при 875 К. Образование монолитного композита происходит при давлении горячего прессования от 3–5 МПа. Причиной этого является переход матричного материала (стекла) в интервале температур изготовления алмазосодержащих композиционных материалов в пластичное и вязко-пластичное состояние, что и приводит к усадке и массовому образованию контактов между гранулами. В таблице 2 представлены характеристики композиционных материалов, полученных при спекании и горячем прессовании гранул при концентрации $B_2O_3 - 50$ об.%, $SiC - 25$ об.%, алмаз АСН 7/3 – остальное. Давление горячего прессования 10 МПа.

Таблица 2

Зернистость гранул	Твердость, HRB		
	Температура спекания, К		
	875	925	975
63/50	29,3	30,1	30,6
80/63	27,4	30,5	31,1
160/100	30,8	34,7	36,4

При исследовании влияния концентрации полученных композиционных наполнителей (гранул) на прочность композиционных материалов на медно-оловянной основе установлено, что введение гранул в металлическую матрицу сопровождается при прочих равных условиях, увеличением твердости и прочности композиционного материала. В отличие от гранул, частицы микропорошков (АСН 3/7, карбида кремния) при их введении в металлическую матрицу в свободном состоянии, образуют конгломераты, в которых отсутствуют контакты частиц с матричным материалом (рисунок 2). Дисперсные частицы блокируют частицы меди и олова, снижая степень взаимодействия между компонентами (рисунок 2 в, г).

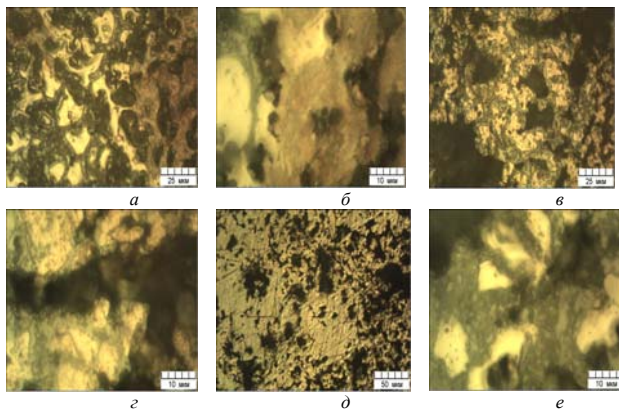


Рисунок 2 – Композиционные материалы $Si\ 80$ масс. % - Sn – наполнитель. Температура спекания 1000 К, давление горячего прессования 30 МПа: а, б, в – распределение наполнителя из микропорошка АСН 7/3, б – прослойки оловянно-медного сплава между конгломератами АСН 7/3; в – участки скопления частиц АСН 7/3 в матрице; г, д, е – наполнитель гранулы (15 масс. %, е – 5 масс. %) $B_2O_3 - ACH\ 7/3 - карбид\ бора\ 5/3$.

Алмазные (абразивные) зерна связаны стеклом в гранулу, которая в процессе шлифования как более твердая частица, выступает из металлической матрицы. Границы гранулы с матричным материалом не четкие, размытые, что свидетельствует о деформации гранул при горячем прессовании (рисунок 2 г). Частицы абразивов в грануле выступают из стекла и играют роль отдельных режущих элементов (рисунок 2 д, е). В отличие от композиционных материалов содержащих отдельные частицы абразивов (АСН 7/3, карбид кремния), абразивные частицы, объединенные в гранулы, не препятствуют процессам взаимодействия между компонентами матрицы алмазосодержащего композиционного материала (рисунок 2 г, е). Повышение концентрации гранул в композиционном материале с 15 до 30 мас.% не приводит к изменению характера взаимодействия между компонентами матрицы. Деформация и течение материала гранул при горячем прессовании формируют развитый рельеф на поверхности композиционного материала. Одновременно, формируется и развитая сеть межфазных границ стекло-металл. Это приводит к увеличению твердости композиционных материалов. В таблицах 3, 4 приведены

отдельные значения твердости композиционных материалов полученных из шихты связки, содержащей гранулы и органический пластификатор.

Таблица 3 – Твердость композиционных материалов медь – 20 мас.% олово при различной концентрации пластификатора. Зернистость гранул 100/80 мкм. Давление горячего прессования 10 МПа

Марка пластификатора и концентрация, мас. %	Твердость, HRB		
	Температура спекания, К		
	815	925	975
1 полиэтиленполиамин	67,1	72,3	77,8
2 полиэтиленполиамин	69,2	73,4	79,5
1 вазелиновое масло	54,3	65,2	74,6

Таблица 4 – Твердость композиционных материалов медь – 20 мас.% олово – гранулы наполнителя (карбид бора – легкоплавкое стекло) различной концентрации при режимах спекания: 1 стадия 955 К (15 МПа 40 минут), 2-стадия - 995 К (80 минут).

Концентрация наполнителя, об. %	Твердость, HRB							
	Давление второго горячего прессования, МПа							
	30				60			
12	78	80	71	76	82	84	78	76
25	80	86	89	81	83	84	79	73
30	83	82	90	87	85	86	80	83

Результаты испытаний показывают, что использование в качестве пластификатора полиэтиленполиамин повышает твердость композиционных материалов на основе системы медь-олово, изготовленных при пониженных (815 – 975 К) температурах и давлениях (40 – 60 МПа). Введение гранул в шихту, дополнительно повышает твердость композита на 10 – 15 единиц HRB.

Параметры технологических процессов спекания и горячего прессования зависят от объема жидкой фазы и скорости его изменения. В интервале температуры существования жидкой фазы (олова) 500 – 675 К, скорость диффузии олова в медь мала, растворимость меди в олове достаточно высока [6,8], что делает возможным формирование алмазосодержащего слоя, используя низкие давления. Кроме того, в этом температурном интервале происходит термодеструкция пластификатора, а процессы восстановления (окисления), растекания расплава, под действием выделяющихся газообразных продуктов деструкции, завершились. Использование предварительной горячей прессовки на стадии нагрева пресс-формы до температуры отжига (и горячего прессования) позволяет интенсифицировать процессы сплавобразования. Прессование брикета, после нагрева в течение 20 минут до 775 К формирует структуру, указывающую на присутствие в брикете значительного объема жидкой фазы (рису-

нок 3 а). Достаточно большие объемы жидкой фазы присутствуют при 825 К (рисунок 3 б). Снижение объема расплава в брикете фиксируется при 975 К и длительности нагрева 35 минут (рисунок 3 в).

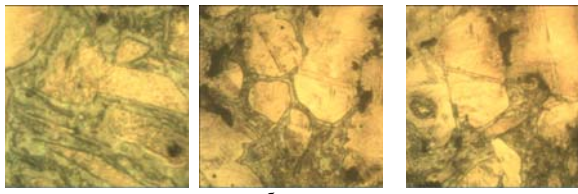


Рисунок 3 – Микроструктура композиционного материала медь – 20 мас. % олово, 10 мас. % гранулы $B_4C - B_2O_3$. Давление горячего прессования 20 МПа. Температура прессования: а – 775 К; б – 825 К; в – 975 К

Двухстадийное прессование позволяет формировать при более низком давлении структуры композиционных материалов, аналогичные получаемым при 1025 – 1045 К и сохранить исходную форму композиционных гранул «карбид бора – стекло». Дисперсные частицы (осколки) стекла, карбида бора со стеклом, несмотря на снижение давления прессования, формируют вторичные, достаточно разветвленные структуры. Эти структуры представляют собой прослойки стекла и карбида бора со стеклом, расположенные между частицами медного сплава и медной эвтектикой.

Твердость композиционных материалов возрастает с увеличением температуры спекания и давления прессования. Двухстадийное спекание и горячее прессование повышают (при прочих равных условиях) твердость композиционных материалов системы карбид кремния – легкоплавкое стекло за счет более полного взаимодействия компонентов композиционного материала. Рост твердости композиционных материалов при увеличении продолжительности спекания на второй стадии, показывает, что на первой стадии спекания взаимодействуют лишь компоненты, имеющие общие контактные поверхности.

На разработанных композиционных материалах изготовлена партия кругов 14EE1 250×8×10×32 - 110° AC6 100/80p 50%, с различными составами связок. Данным инструментом проводилось шлифование хрустальных брусков размерами 200×100×20 мм с содержанием PbO = 24 %. Для проведения испытаний разработан стенд на базе универсально-заточного станка ЗЕ642. На стенде обеспечивается постоянное усилие на круг и компенсируются по-

тери на сопротивление движению в направляющих станка. Испытания эксплуатационных характеристик кругов можно проводить в диапазоне скоростей резания 10-55 м/с, что выше требований ГОСТ 30352. Масса уравновешивающего груза подбирается из условия обеспечения перемещения стола без действия на испытываемый образец сил резания. Величина рабочей нагрузки, создающей необходимое тяговое усилие стола для преодоления действия силы резания регулируется в пределах 1-6 кг. Обрабатываемая поверхность образца устанавливается в оснастке параллельно движению стола станка. Круги испытывали с охлаждением водой, подаваемой в зону резания непрерывным поливом с расходом 2-3 л/мин. Состояние поверхностей инструмента оценивали на микроскопах МПБ-2 и БМИ-1, а также исследовали на микроскопе VEGA II TESCAN.

Для каждого круга определялись производительность шлифования Q ($см^3/мин$), удельный расход алмазов q ($мг/см^3$) и время шлифования (время каждого прохода кругом образца из хрусталя). Удельный расход алмазов определялся методом взвешивания кругов и образцов до и после испытания. Масса материала образца, снимаемая за испытание, составляла не менее 200 г. Шлифование проводилось по двухпроходной схеме таким образом, что второй проход шел по профилю первой канавки. Глубина шлифования для каждого прохода составляла 2 мм. Длительность обработки по проходам контролировали секундомером и по отметкам на осциллограмме с записью мощности шлифования. Рабочая скорость круга была постоянной и составляла 28,2 м/с.

Результаты и их обсуждение. Отдельные результаты испытаний кругов представлены в таблице 5.

Таблица 5 – Эксплуатационные характеристики алмазных кругов

№ круга	$q, мг/см^3$		$Q, см^3/мин$	
	1 правка	2 правка	1 правка	2 правка
1	0,167	0,160	17,3	18,1
2	0,145	0,148	18,5	19,7
3	0,152	0,150	17,3	18,2
4	0,154	0,155	16,7	17,8
5 (M2-01)	0,165	0,161	15,3	15,7

На первом этапе для всех кругов характерен ускоренный износ и быстрое округление кромки круга. Время прохода под нагрузкой 4 кг всей длины образца (200 мм) составляло на нечетном проходе 7-9 с, на четном 11-15 с. После 2-3 проходов процесс стабилизируется с показателями 4-5 и 8-9 секунд соответственно.

Производительность шлифования всех опытных и стандартного круга (№5) кругов превышает нормируемый уровень по ГОСТ 30352-96. Вскрытие круга на заточном станке в жестком режиме для всех кругов одинаково негативно влияет на производительность обработки ввиду разрушения алмазных зерен и «затягивания» связки. Время шлифования при нечетных проходах для всех кругов имеет тенденцию к снижению после 3-4 проходов. Происходит интенсивное обнажение новых алмазных зерен, разрушение уже работающих. Наличие большого числа активных режущих кромок способствует более легкому и быстрому удалению материала.

При выполнении четных проходов, когда объем удаляемого материала и площадь контакта круга и обрабатываемого образца возрастают, время шлифования увеличивается в 2 – 3 раза после 60-100 проходов. К этому времени значительно округляется кромка круга и боковые рабочие поверхности имеют вид эвольвенты. Для стандартного круга наблюдается более значительный рост времени шлифования. Данные различия в работе кругов можно объяснить большей самозатачиваемостью опытных кругов вследствие растворения модифицирующего наполнителя водой при обработке. Наличие модификаторов изменяет соотношение силы резания и трения, оказывает влияние на интенсивность изнашивания указанных алмазных кругов. Такие круги лучше сохраняют профиль рабочих поверхностей на всем периоде работы.

Волнообразный характер зависимости производительности от времени шлифования указывает на наличие эффектов засаливания и самозатачивания и значительного их изменения для кругов различного состава. Особенно отчетливо это прослеживается для круга с содержанием модифицирующих гранул $B_4C - B_2O_3$ более 20 об. %. Оптимальная концентрация модификатора составляет 10-12 об. %.

Во всех случаях изнашивание испытываемых кругов происходило наиболее интенсивно по вершине круга, где алмазоудержание невысокое ввиду максимальной нагрузки и наличия минимального объема связки, удерживающей зерно. Вдоль кромки круга располагаются дорожки трения, имеющие как кольцевой вид, так и вид отдельных участков спиралей с малым закруглением и запытых. Короткие спиральные канавки вызываются прокатыванием мало разрушенных алмазных зерен со шламом в зоне резания.

На рисунке 5 представлены картины изношенных рабочих поверхностей алмазных кругов на уровне 50-60% периода стойкости и состоянии обработанной поверхности хрусталя.

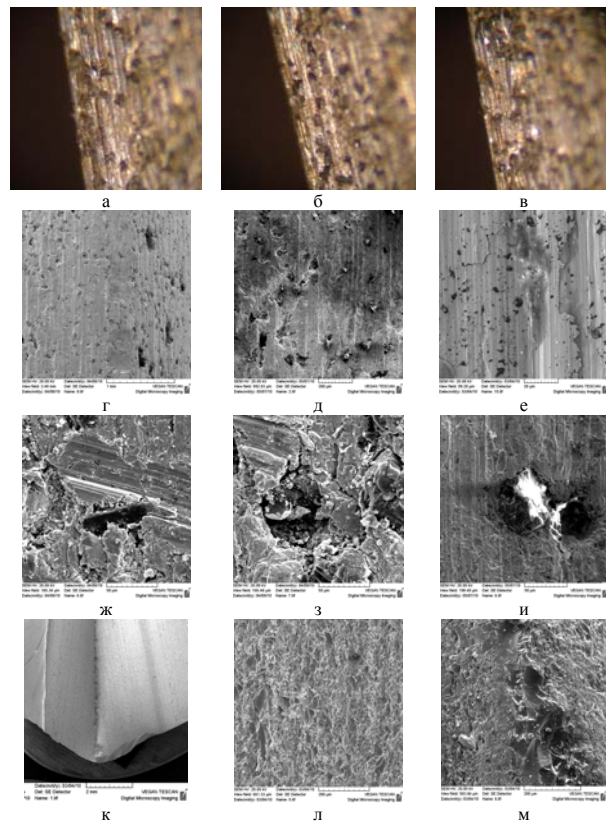


Рисунок 5 – Характер и морфология рабочих поверхностей алмазных кругов после обработки хрусталя - круг № 1 (а, г, ж), круг № 2 (б, д, з), круг № 5 (в, е, и); вид обработанной поверхности хрусталя (к, л, м)

Р. В. Левченко, В. В. Драгобецкий, д-р техн. наук,
 Р. Г. Пузырь, канд. техн. наук, Кременчуг, Украина

ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДОВ РАСЧЕТА ТЕОРИИ ОБОЛОЧЕК ПРИ ПРОФИЛИРОВАНИИ ЗАГОТОВОК ДЛЯ ОБОДЬЕВ КОЛЕС

Показано, що методи виробництва якісних ободів коліс різних транспортних засобів засновані на процесах холодного штампування і радіально-ротацийному профілюванню. Для отримання реальної картини розподілу напружень і деформацій за профілем одержуваного виробу потрібно розглядати заготовку як оболонку обертання і залучити добре розроблений математичний апарат теорії оболонок і пластин. Це дасть можливість врахувати більшу кількість факторів, що впливають на якість одержуваного виробу. Шляхом теоретичного аналізу встановлювати вплив внутрішніх моментів, що діють в меридіональному і тангенціальному напрямках, на напружено-деформований стан оболонок в процесі формозміни.

Показано, что методы производства качественных ободьев колес различных транспортных средств основаны на процессах холодной штамповки и радиально-ротационном профилировании. Для получения реальной картины распределения напряжений и деформаций по профилю получаемого изделия требуется рассматривать заготовку как оболочку вращения и привлечь хорошо разработанный математический аппарат теории оболочек и пластин. Это даст возможность учитывать большее количество факторов, влияющих на качество получаемого изделия. Путем теоретического анализа устанавливать влияние внутренних моментов, действующих в меридиональном и тангенциальном направлениях, на напряженно-деформированное состояние оболочки в процессе формозмещения.

It is shown that the methods of production-quality wheel rims of different vehicles based on the processes of cold pressing and rotating radial profiling. To get the real picture of the distribution of stresses and deformations in the profile obtained product is required to consider procurement as a shell of revolution and bring well-developed mathematical apparatus of the theory of shells and plates. This will provide an opportunity to consider more factors that affect the quality of the product. Through theoretical analysis to establish the influence of internal moments acting in the meridional and tangential directions, the stress-strain of states in the process of forming a shell.

Теоретические основы для определения напряженно-деформированного состояния в процессе профилирования цилиндрических обечак при получении ободьев колес транспортных средств были заложены в работах [1,2]. Они основывались на решении уравнений равновесия в цилиндрических координатах для выделенного участка заготовки с использованием условия пластичности Треска-Сен-Венана. Так как радиально-ротационное профилирование представляет собой процесс локального деформирования, где заготовка получает требуемую форму между парой вращающихся роликов, имеющих определенный профиль, то, как показано в работах [3,4], пластический очаг деформации окружен упруго деформированными зонами, которые оказывают значительное влияние на распределение пластических деформаций по профилю заготовки. Так же при деформировании цилиндрических обечак имеет

Заключение. Проведенные исследования показали, что разработанный инструмент для обработки хрупких материалов (хрусталя, стекла и др.), обеспечивает стабильный режим шлифования с высокой режущей способностью. Использование в алмазосодержащих композиционных материалов гранул на основе карбида бора и карбида кремния, повышает размерную стойкость инструмента, не влияя на режимы правки и чистки режущих поверхностей. Повышение плотности матричного материала, приводит к значительному повышению стойкости алмазосодержащего инструмента. Разработанные алмазосодержащие композиционные материалы имеют большую твердость и прочность, чем применяемые традиционно, однако они достаточно легко поддаются ручной правке абразивными брусками. Применяемые в качестве наполнителей матрицы гранулы композиционных материалов, несмотря на меньшую твердость, чем алмазные зерна, полностью не разрушаются при правке алмазобразивного инструмента и являются дополнительными режущими элементами.

Список использованных источников: 1. Перерозин М.А. Справочник по алмазной обработке стекла. М.: Машиностроение, 1987. - 224с. 2. Патент 2006090527 ВОИС (WO) МПК 8В 24D3/14. Шлифовальный круг на стекловидной связке и способ его изготовления. - № 05/024222; заявл. 27.12.2005; опубл. 31.08.2006. 3. Изобретение стран мира, вып. 19, № 8/2007. 3. Fielden J. H., Rubenstein C. The Grinding of Glass by a Fixed Abrasive// Glass Technology, Vol. 10, No. 3, 1969, p. 73. 4. Литов Ю. Н. Кинетика разрушения и упрочнения деформируемых твердых тел// Докл. АН УССР, 1979, 245, №4, с. 809 – 811. 5. Minář S. Základní poznatky učející směry řešení, intenzifikace presheho abrábní optického skla// Jemna mech. A opt. 1974, N10/12, S. 280 – 283. 6. Ваксер Д.В., Иванов В.А. и др. Алмазная обработка технической керамики / М.: Ленингр. отделение, Машиностроение, 1976. – 160 с. 7. Ардамацкий А.Л. Алмазная обработка оптических деталей / М.: Ленингр. отделение, Машиностроение, 1978. – 230 с. 8. Пащенко А.А., Емельянов Б.М., Рубан Ф.Г. Инструмент из сверхтвердых материалов на керамических связках / К.: Наукова думка, 1980. – 144 с.

Поступила в редакцию 15.06.2012

место действие моментов в тангенциальных и меридиональных направлениях, что не учитывалось в теоретических исследованиях проводившихся ранее.

Качественный результат по определению напряженно-деформированного состояния заготовки в процессе профилирования можно получить на основе достаточно хорошо разработанных моментной и безмоментной теорий деформирования оболочек вращения, где приводятся решения различного рода задач в упругой области [5]. Но для перехода в пластическую область данные теории выводят уравнения равновесия, которые не представляется возможным решить аналитическими методами и предлагаются только численные решения, что не дает в полной мере раскрыть сущность физических явлений, происходящих в очаге деформации при локальном формозмещении оболочек.

Целью данной работы является попытка упрощения аналитических расчетов при деформировании с переходом из упругой зоны в пластическую на примере определения изгибающих моментов при деформировании полосы.

Уравнение равновесия участка цилиндрической заготовки в упруго-пластической области при приведении внутренних моментов и усилий к перемещениям имеет вид [5]:

$$\text{где } D' = \left[\frac{ER^3}{12(1-\mu^2)} \right] - \text{цилиндрическая жесткость обечайки;}$$

μ - коэффициент Пуассона (при пластической деформации $\mu = 0,5$, [4]);

$\varphi_c = \frac{E_c}{E}$, $\varphi_k = \frac{E_k}{E}$ - безразмерные величины;

E - модуль упругости для данного материала;

E_k - касательный модуль упругости;

$E_k = \frac{d\sigma}{d\varepsilon}$ - по диаграмме растяжения;

u - радиальное перемещение участка заготовки;

h - толщина заготовки;

Как известно [3], в процессах вытяжки, отбортовки, раздачи, формовки и т.д. упругими деформациями, ввиду больших пластических, можно пренебречь. К таким процессам можно отнести и радиально-ротационное профилирование.

В случае чистого изгиба, когда сечение заготовки обладает двумя осями симметрии (оси X и Y – оси симметрии поперечного сечения), и изгиб будет происходить в одной этих плоскостей, удовлетворяя условиям совместности деформаций, будем иметь выражения деформаций для всего сечения:

$$\begin{aligned} e_{zz} &= e_r = \chi', \\ e_{xx} &= e_{yy} = \frac{1}{2} e_{zz}, \\ e_{xy} &= e_{xz} = e_{yz} = 0, \end{aligned} \tag{1}$$

где χ – кривизна центральной оси полосы в результате изгиба.

Принимаем, что материал бруса изотропный и не упрочняющийся. Нагружение полосы будем считать простым. Тогда направляющие тензоры напряжений и деформаций в упруго-пластической области совпадают и в проекциях на оси X, Y, Z будут выражаться формулами [6]:

$$\begin{aligned} \sigma_x - \sigma &= \frac{2\sigma_i}{3e_i}(e_x - e), \sigma_{xy} = \frac{\sigma_i}{3e_i} e_{xy}, \\ \sigma_y - \sigma &= \frac{2\sigma_i}{3e_i}(e_y - e), \sigma_{yz} = \frac{\sigma_i}{3e_i} e_{yz}, \\ \sigma_z - \sigma &= \frac{2\sigma_i}{3e_i}(e_z - e), \sigma_{zx} = \frac{\sigma_i}{3e_i} e_{zx}, \end{aligned} \tag{2}$$

где σ – среднее напряжение;

e – средняя деформация;

σ_i – интенсивность напряжений;

e_i – интенсивность деформаций.

Интенсивность напряжений для каждого материала является вполне определенной и независимой от характера напряженного состояния функцией интенсивности деформаций

$$\sigma_i = \Phi(e_i),$$

или, выделяя упругую часть

$$\sigma_i = 3Ge_i(1 - \omega(e_i)), \tag{3}$$

где G – модуль сдвига;

$\omega(e_i)$ - функция деформаций, зависящая от рода материала.

Относительно задачи изгиба полосы на основании (1) имеем $e_i = |e_j|$ и поэтому из (2) находим:

$$\sigma_z = \sigma_1; \sigma_x = \sigma_y = \sigma_{xy} = \sigma_{yz} = \sigma_{zx} = 0; \sigma_i = |\sigma_1|.$$

Из (3) получаем зависимость для σ_1 и e_1 :

$$\sigma_1 = Ee_1(1 - \omega(e_1)). \tag{4}$$

Вследствие симметрии сечения продольная сила $\int_{-h/2}^{h/2} \sigma_1 e dy = 0$ в полосе

отсутствует. Значит, задача решается одним только соотношением между изгибающим моментом и кривизной, которое получается, если написать вы-