

Глава 3. ИССЛЕДОВАНИЯ НАНЕСЕНИЯ БРОНЗОВЫХ ПОКРЫТИЙ ГАЗОДИНАМИЧЕСКИМ МЕТОДОМ ДЛЯ ВОССТАНОВЛЕНИЯ СТАЛЬНЫХ ДЕТАЛЕЙ

¹Юркевич С.Н., ²Яснот В.В.

¹ОАО «558 Авиационный ремонтный завод»,

г. Барановичи, Беларусь, E-mail: yurckevi4@yandex.by

²Свободный Брюссельский университет, г. Брюссель, Бельгия

Введение

Проведение исследований обуславливалось необходимостью получения производительного, с низкими энергозатратами, метода ремонта деталей и узлов со сплошными коррозионными повреждениями и износом поверхностей, пригодного для использования в условиях ремонтного предприятия, не ухудшающего физико-механических свойств материала основы.

В машиностроении и авиационной промышленности большое внимание уделяется вопросу увеличения эксплуатационного ресурса узлов и деталей. Одним из способов увеличения ресурса является восстановление деталей путем газодинамического нанесения покрытий с восстановлением утраченных объемов. Технология газодинамического нанесения покрытий, открытая в восьмидесятих годах прошлого века, основана на эффекте закрепления частиц, движущихся со сверхзвуковой скоростью, на поверхности подложки при соударении с ней [1]. Такой метод нанесения позволяет создавать покрытия без значительного нагревания подложки и напыляемого порошка (закрепление частиц на подложке происходит в твердой фазе). Хорошее сцепление покрытий с подложкой, в этом случае, достигается при определенной скорости частиц порошка, значение которой зависит от множества параметров: гранулометрического состава, формы частиц, модуля Юнга, коэффициента Пуассона, и т.д. Именно по этой причине ассортимент порошков для газодинамического напыления, выпускаемого на сегодняшний день промышленностью, существенно ограничен. Число порошковых материалов, пригодных для ремонта деталей авиационной техники, сужается из-за определенных требований к характеристикам получаемых покрытий.

Наряду с восстановлением изношенных, металлические покрытия наносят и на новые детали. Часто, при этом, детали целесообразно покрывать не тем же металлом, из которого они изготовлены, а металлом, который в паре трения работает лучше, чем основной. Классическим примером может служить бронза. Такие покрытия называются антифрикционными. Антифрикционные материалы состоят из твердых структурных составляющих в виде крупинки, равномерно распределенных в мягкой, пластичной основной массе, или, наоборот, из твердой основы с включением мягких структурных составляющих. Если нанести покрытие сразу из двух разнородных металлов, то в покрытии будут иметься твердая и мягкая составляющие. Такое покрытие может работать как антифрикционное. В процессе нанесения многокомпонентного покрытия частицы каждого из наносимых металлов сохраняются в слое индивидуально. Подобные многокомпонентные покрытия называют псевдосплавами.

В настоящее время известно до 50 марок антифрикционных металлизационных псевдосплавов. Псевдосплавы получают из стали, меди и свинца с присадкой алюминия, латуни и других металлов. Количество металла присадки в псевдосплавах может изменяться в пределах от 5 до 50% (по массе). Наилучшими антифрикционными свойствами обладают псевдосплавы сталь – алюминий (50:50), сталь – медь (50:50 и 25:75), сталь – латунь (75:25), медь – свинец (75:25). Они могут служить заменителями таких антифрикционных сплавов как бронзы Бр30, БрОЦС 5-5-5, баббиты Б83, Б16 [2].

Классическая бронза представляет собой сплав меди с оловом (с различным процентным содержанием обоих компонентов). В промышленности чаще всего используется бронза с различными примесями, такими как фосфор, никель, марганец, алюминий. Антикоррозионные и антифрикционные свойства бронз позволяют использовать покрытия из них для защиты от коррозии и для снижения коэффициентов трения [3].

Однако, при получении бронзовых покрытий на стальной подложке возникает ряд трудностей, таких как трещинообразование, высокая пористость полученных покрытий, включение окислов, снижающих качество покрытий.

Знание характерных особенностей и технологических возможностей различных способов нанесения покрытий позволяет выбрать рациональный способ получения покрытий с заданными свойствами.

Проведены исследования по следующим направлениям:

- по определению элементного состава покрытий;
- по определению микротвердости покрытия и основы образцов;
- по исследованию структуры покрытия.

Для изготовления образцов применялось стандартное оборудование, используемое на ОАО «558 АРЗ». Напыление производилось на оборудовании ОАО «558 АРЗ». Нанесение покрытий производилось на высокопрочную сталь 30ХГСА.

Методология и методы проведенных исследований

Методология исследований восстановленных образцов деталей АТ основывается на использовании методов механических испытаний, металлографического анализа покрытий и микрорентгеноспектрального анализа.

Механические испытания образцов состояли в определении прочностных свойств на изгиб и микротвердость. Металлографическим анализом определялась микроструктура материала основы и восстановленных слоев. Микрорентгеноспектральным анализом определялся химический состав полученного псевдосплава.

Анализ элементного состава покрытий проводили на аттестованном сканирующем электронном микроскопе высокого разрешения «Mira» фирмы «Tescan» (Чехия) с микрорентгеноспектральным анализатором «INCA Energy 250» фирмы «OxfordInstrumentsAnalytical» (Великобритания). Погрешность метода в данном случае составляет 3 – 5 относительных процентов.

Исследование микроструктуры проводили на световом микроскопе «MeF-3» фирмы «Reichert» (Австрия) при увеличении $\times 50$, $\times 100$.

Измерение микротвердости проводилось на микротвердомере «Micromet-II» с нагрузкой 50г. по ГОСТ 9450-76.

Испытания на трехточечный изгиб с фиксированным прогибом на 0,2 мм проводились на универсальной испытательной машине «Instron-1195». Погрешность измерения 1%.

Технологические особенности различных способов нанесения антифрикционных покрытий

К наиболее распространенным методам получения покрытий относятся наплавка и напыление. Такие методы отличаются высокой производительностью и пригодны для получения покрытий на наружных поверхностях. Электроконтактная наплавка позволяет наплавлять материалы различной формы, с различными физико-механическими свойствами (стальные ленты, порошки, проволоки толщиной наплавленного слоя от 0,2–1,5 мм). Однако при наплавке медных сплавов данный способ не используется [4]. Получаемые вибродуговой наплавкой покрытия характеризуется возможностью нанесения слоев толщиной 0,5–3 мм на наружные и внутренние поверхности стальных изделий, однако неравномерны по структуре и имеют большую пористость. Наплавка под слоем флюса - высокопроизводительный процесс получения слоев с необходимыми физико-механическими свойствами. Возможно получение наплавленных слоев толщиной 0,8–10 мм. При этом в процессе наплавки происходит высокий нагрев детали и значительное перемешивание основного и присадочного металлов. Наплавка плавящимся электродом характеризуется повышенным разбрызгиванием металла (до 15%) и значительным перемешиванием основного и присадочного металлов [5], по отношению к наплавке неплавящимся электродом. Использование аргодуговой наплавки неплавящимся электродом с подачей присадочной проволоки позволяет получить меньшее

термическое влияние, чем при вибродуговой наплавке [6]. Газопламенное и плазменное напыление и металлизация наиболее эффективно применяется при нанесении тонких слоев 0,02–0,3 мм. Твёрдость исходного металла выше твердости покрытия, что объясняется наличием окисных прослоек между частицами и неоднородностью покрытия. Покрытия обладают высокой пористостью [5,7]. Плазменная наплавка характеризуется высокой производительностью процесса, при этом в зависимости от выбранной схемы ведения процесса возможно получение меньшей глубины проплавления, чем при дуговых способах наплавки. Однако, при этом способе значителен расход плазмообразующего газа [8].

Использование наплавки при получении бронзовых покрытий на стали является довольно сложным процессом. Основными проблемами при этом методе являются - образование оксидных включений (из-за высокой температуры сплавообразования), и как следствие, зарождение газовых пор и пористость полученных покрытий. При наплавке, из-за различий в температурном интервале кристаллизации, часто возникают трещины, особенно велика вероятность их возникновения в приграничных слоях подложка-покрытие [9]. Возникновение кристаллизационных трещин в процессе наплавки бронзы на сталь, в значительной степени, связано с содержанием железа в шве, что отрицательно сказывается на характере кристаллизации сплава, из-за превышения критической величины растягивающих напряжений [10,11]. В то же время для снижения газообразования при наплавке алюминиевых бронз традиционно используются Mn, Fe и Ni [12].

Известно восстановление стальных деталей путем нанесения электролитического бронзового покрытия. Однако для этого необходимы ванны, нанесение покрытия на труднодоступные участки деталей проблематично.

Метод газодинамического нанесения покрытий является хорошей альтернативой при нанесении покрытий. Такой метод нанесения позволяет создавать покрытия без значительного нагревания напыляемого порошка. Благодаря особенностям газодинамического формирования полученные покрытия обладают низкой пористостью. Подбором режимов напыления удается снизить содержание окислов в покрытиях, избежав перемешивания металлов на границе подложка-покрытие. Сцепление покрытий с подложкой в этом случае достигается подбором режимов газодинамического напыления [13].

Результаты исследований и их обсуждение

Покрытия, полученные методом газодинамического напыления, формировались из смесей мелкодисперсных порошков Cu, Al и Al_2O_3 ; Cu, Sn и Al_2O_3 ; Cu, Al, Zn и Al_2O_3 ; Cu, Sn, Al, Zn и Al_2O_3 , а также смесей Cu, Sn, Al_2O_3 и TiC. Для различных полученных порошковых материалов определялись оптимальные скорость и температура газа носителя при напылении на сталь 30ХГСА.

Одновременное нанесение Cu и Al показало наличие процесса окисления напыляемого материала при высоких температурах, и недостаточную адгезию покрытия к основе при низких температурах нанесения газопорошковой смеси. Для улучшения адгезионных свойств, при низких температурах напыления покрытий, использовались добавки электрокорунда. При внедрении небольшого количества частиц оксида алюминия, обладающих высокой твердостью, они обеспечивают роль твердых частиц в пластичной матрице. Полученные образцы покрытий с добавкой электрокорунда к смеси в количестве 25% объемных показали удовлетворительную адгезию и были исследованы на микротвердость. Оптимальным режимом нанесения такой смеси является напыление при давлении сжатого воздуха в 6 атм. и температуре газа-носителя в пределах 300–320 °С. Увеличение концентрации электрокорунда до 40 % по объёму привело к ограничению толщины напыляемых покрытий. В этом случае частицы Al_2O_3 начинают действовать как абразив, разрушая ранее полученное покрытие. Таким образом, для дальнейших исследований использованы покрытия с 25% содержанием Al_2O_3 . Для них проведен отжиг при температуре 200 °С в течение 6 и 12 часов. Отжиг при температуре 350 °С проводился в течение 6 часов.

В Испытательном Центре ГНУ ИПМ проведено испытание на трехточечный изгиб с фиксацией величины прогиба на 0,2 мм, исследование структуры и измерение микротвердости образцов с покрытиями, маркированными № 1–№ 12 (номера регистрации при поступлении 10934-10945). Результаты исследований представлены в таблице 1 и на рисунках 1–13.

Таблица 1 – Результаты измерения микротвердости и фиксированной нагрузки при прогибе на 0,2 мм образцов, в зависимости от состава исходного порошка и режима термообработки

Номер образца (рег. №)	Состав	Режим термообработки	Средняя микротвердость, МПа		Нагрузка при прогибе на 0,2 мм, Н
			бронза	сталь	
4(10937)	Cu, Al (6%), Al ₂ O ₃ (25%)	исходный	1600	2100	13,7
10(10943)	Cu, Al (6%), Al ₂ O ₃ (25%)	Отжиг 200 °С, 6 часов	1600	2000	17,7
7(10940)	Cu, Al (6%), Al ₂ O ₃ (25%)	Отжиг 200 °С, 12 часов	1500	2100	17,7
1(10934)	Cu, Al (6%), Al ₂ O ₃ (25%)	Отжиг 350 °С, 6 часов	1200	2000	9,8 (отслой по бронзе)
5(10938)	Cu, Al (8%), Al ₂ O ₃ (25%)	исходный	1600	2100	11,8 (отслой по бронзе)
11(10944)	Cu, Al (8%), Al ₂ O ₃ (25%)	Отжиг 200 °С, 6 часов	1600	2100	13,7
8(10941)	Cu, Al (8%), Al ₂ O ₃ (25%)	Отжиг 200 °С, 12 часов	1450	2150	15,7
2(10935)	Cu, Al (8%), Al ₂ O ₃ (25%)	Отжиг 350 °С, 6 часов	1050	2000	27,5
6(10939)	Cu, Al (10%), Al ₂ O ₃ (25%)	исходный	1600	2200	19,6
12(10945)	Cu, Al (10%), Al ₂ O ₃ (25%)	Отжиг 200 °С, 6 часов	1600	2300	13,7 (отслой по бронзе)
9(10942)	Cu, Al (10%), Al ₂ O ₃ (25%)	Отжиг 200 °С, 12 часов	1500	2200	27,5
3(10936)	Cu, Al (10%), Al ₂ O ₃ (25%)	Отжиг 350 °С, 6 часов	1300	2200	15,7 (отслой по бронзе)

Средняя микротвердость покрытий составляет 1600 МПа. У края покрытий наблюдается небольшое повышение микротвердости до 1900 МПа. Такое поведение связано с увеличением концентрации включений Al₂O₃ на этих участках.

Отжиг при температуре 200 °С в течение 6 – 12 часов незначительно понижает микротвердость покрытия до 1500 - 1450 МПа с увеличением нагрузки при прогибе на 0,2 мм от 13,7 Н до 27,5 Н.

При увеличении температуры отжига средняя микротвердость покрытий снижается. При увеличении длительности отжига снятие напряжения в образце приводит к увеличению нагрузки при прогибе. Наилучшим результатом является длительный отжиг при невысокой температуре – образец № 9.

Отжиг при температуре 350 °С в течение 6 часов снижает микротвердость покрытия до 1300–1050 МПа с увеличением нагрузки до 27,5 Н при прогибе на 0,2 мм образца № 2 (Cu, Al (8%), Al₂O₃ (25%)).

Образцы № 1 (Cu, Al (6%), Al₂O₃ (25%)) и № 3 (Cu, Al (10%), Al₂O₃ (25%)) после отжига при температуре 350 °С в течение 6 часов не выдержали испытание на изгиб при прогибе на 0,2 мм (разрушающие нагрузки 9,8 Н, 15,7 Н) и расслоились по покрытию.

Образец № 5 (Cu, Al (8%), Al₂O₃ (25%)) в исходном состоянии также расслоился по покрытию при нагрузке 11,8 Н.

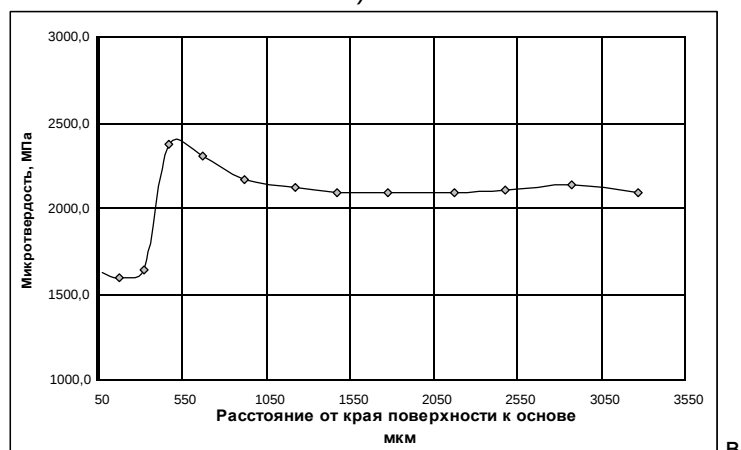
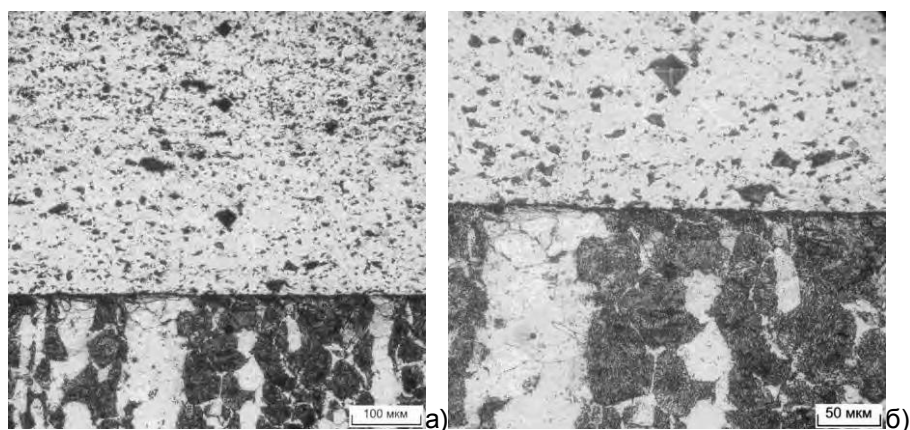


Рисунок 1 – Образец № 4 Cu, Al (6%), Al_2O_3 (25%), исходный (рег.№ 10937)
а), б) микроструктура, $\times 100$, $\times 200$; в) график микротвердости

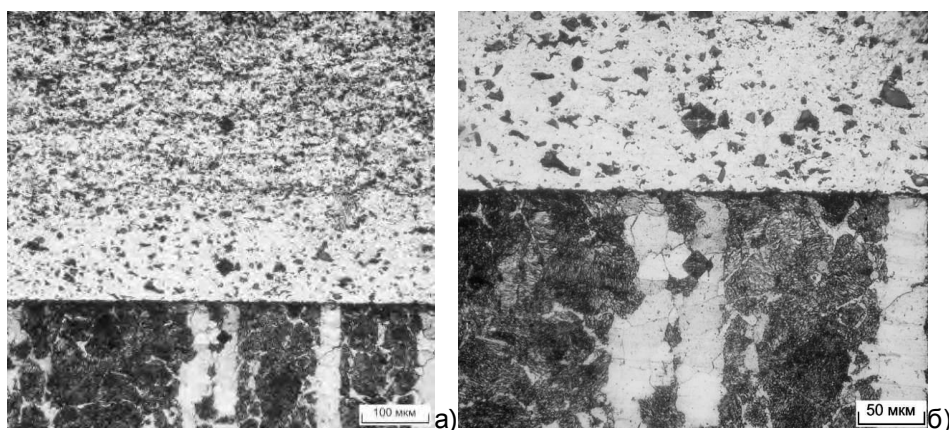


Рисунок 2 – Образец № 10 Cu, Al (6%), Al_2O_3 (25%), отжиг 200 °С, 6 часов (рег.№ 10943) а), б)
микроструктура, $\times 100$, $\times 200$; в) график микротвердости

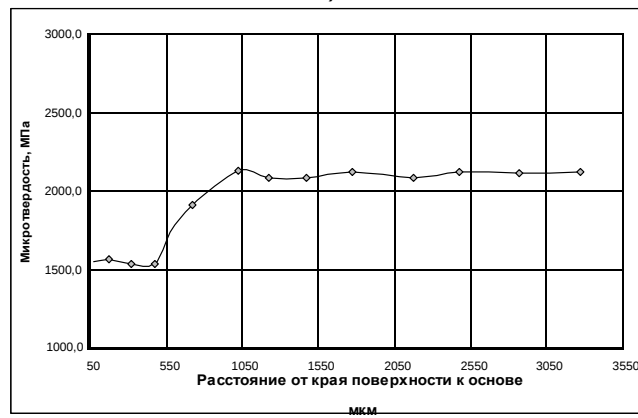
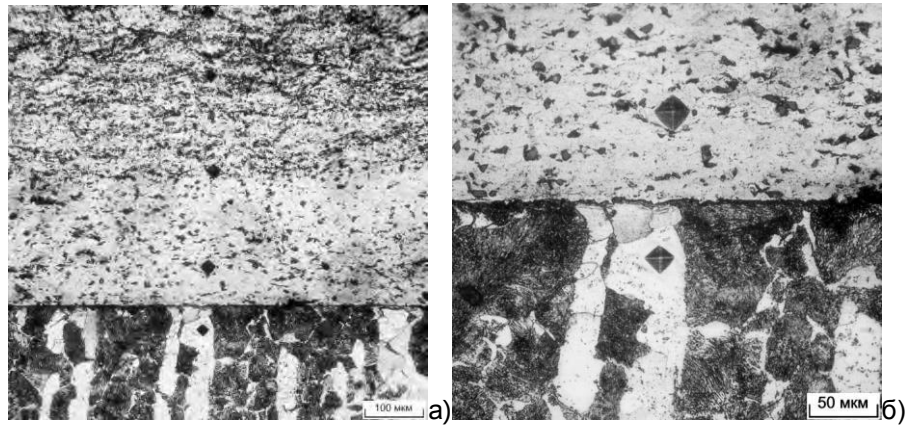


Рисунок 3 – Образец № 7 Cu, Al (6%), Al₂O₃(25%), отжиг 200 °С, 12 часов (рег.№ 10940) а), б) микроструктура, x100, x200; в) график микротвердости

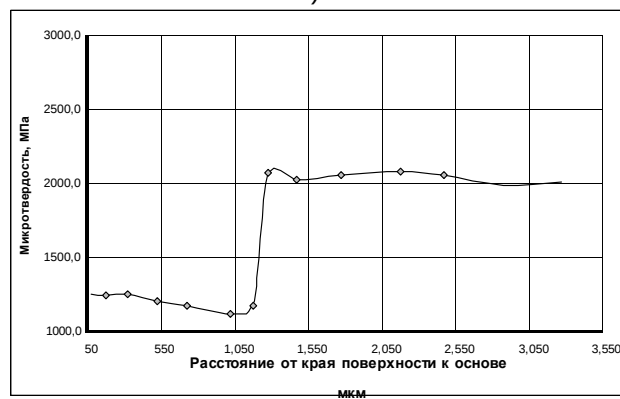
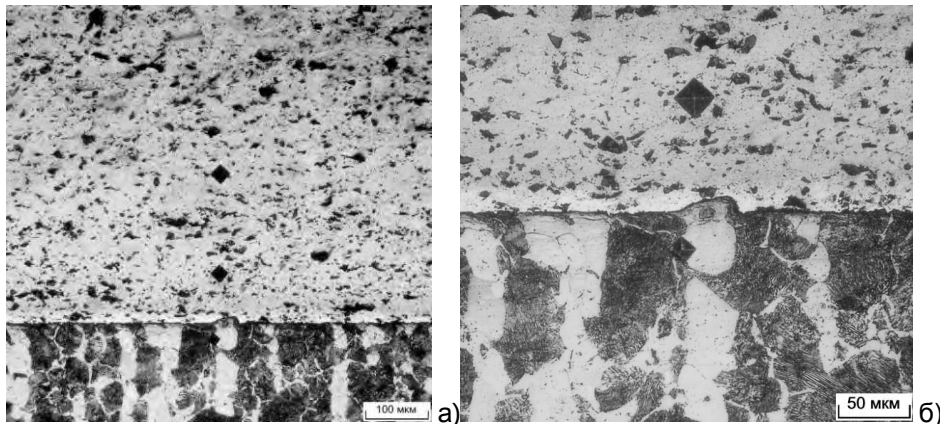


Рисунок 4 – Образец № 1 Cu, Al (6%), Al₂O₃(25%), отжиг 350 °С, 6 часов (рег.№ 10934) а), б) микроструктура, x100, x200; в) график микротвердости

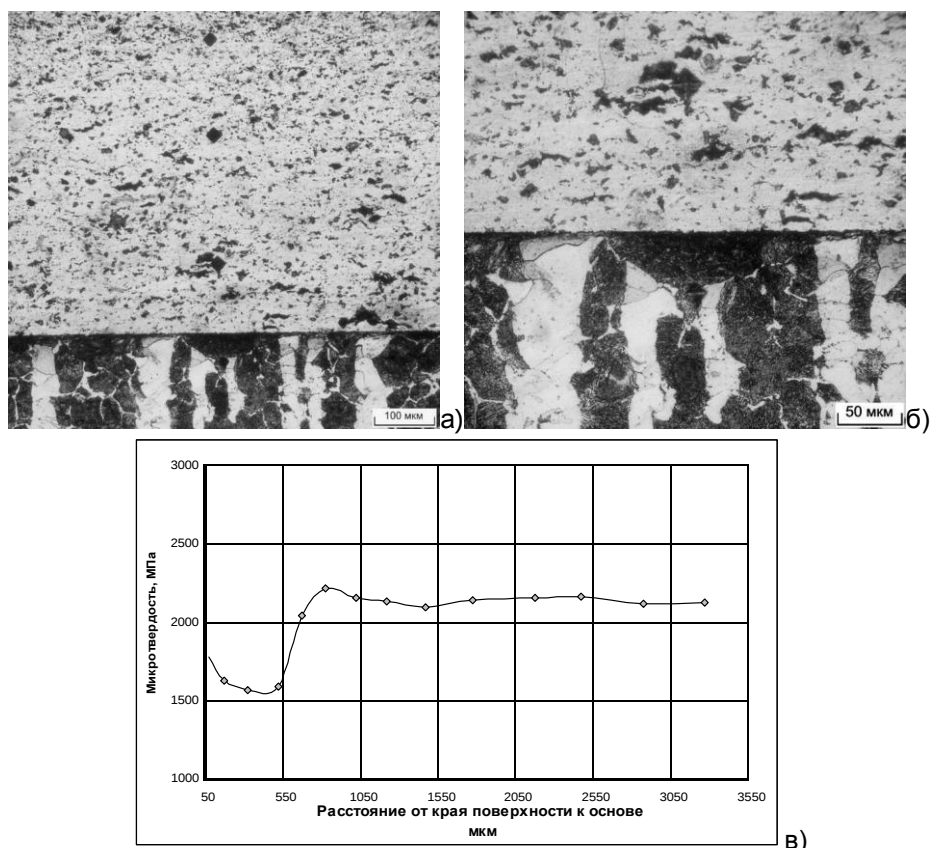


Рисунок 5 – Образец № 5 Cu, Al (8%), Al_2O_3 (25%), исходный (рег.№ 10938)
а), б) микроструктура, $\times 100$, $\times 200$; в) график микротвердости

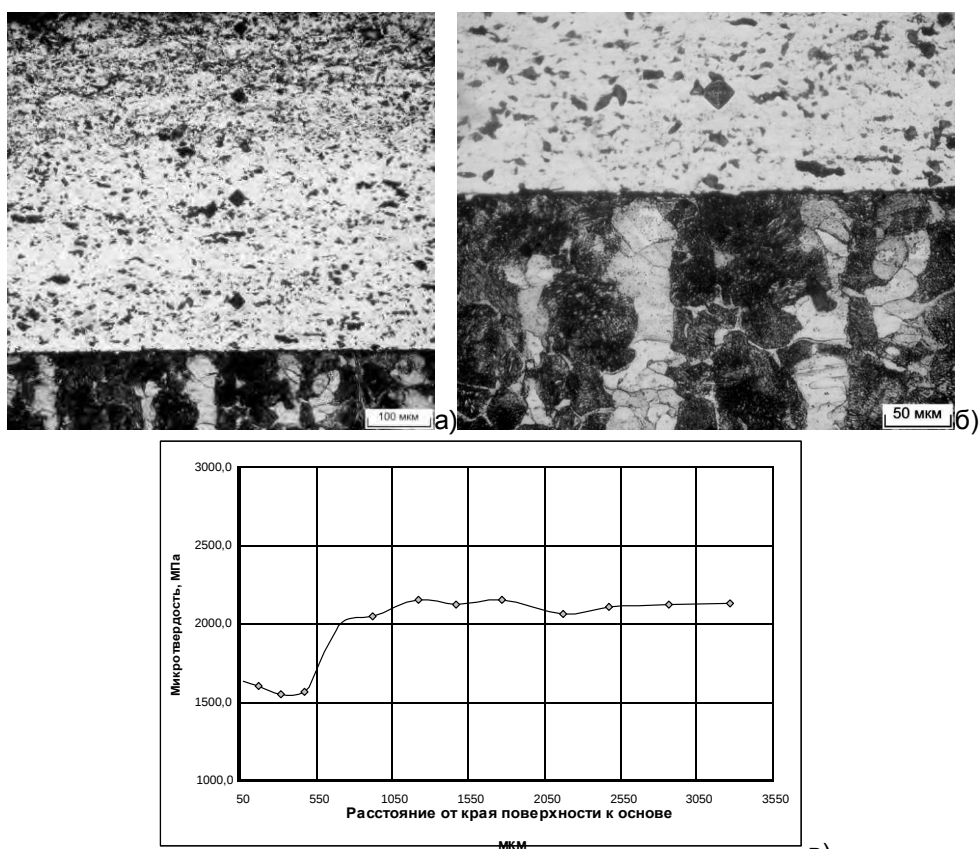


Рисунок 6 – Образец № 11 Cu, Al (8%), Al_2O_3 (25%), отжиг 200 °C, 6 часов (рег.№ 10944) а), б) микроструктура, $\times 100$, $\times 200$; в) график микротвердости.

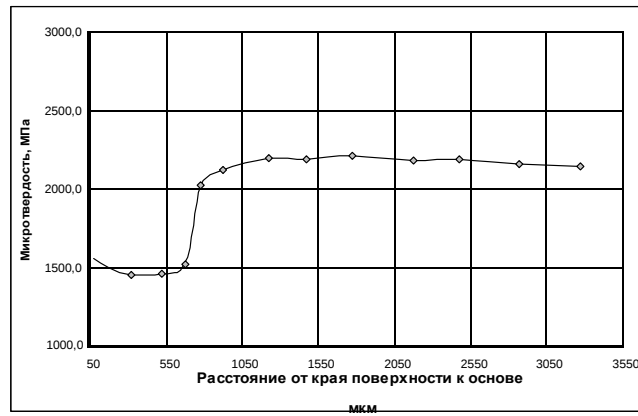
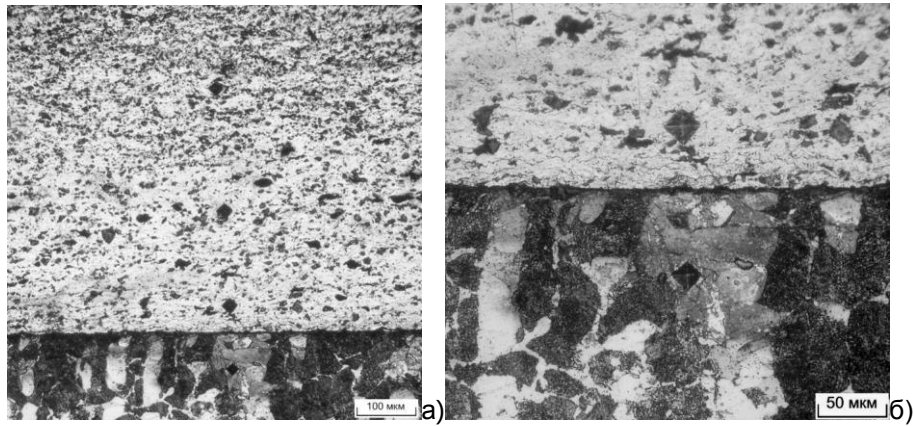


Рисунок 7 – Образец № 8 Cu, Al (8%), Al₂O₃(25%), отжиг 200 °С, 12 часов (рег.№ 10941) а), б) микроструктура, х100, х200; в) график микротвердости

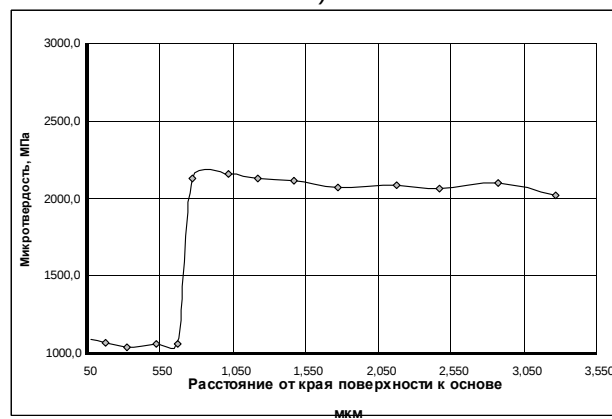
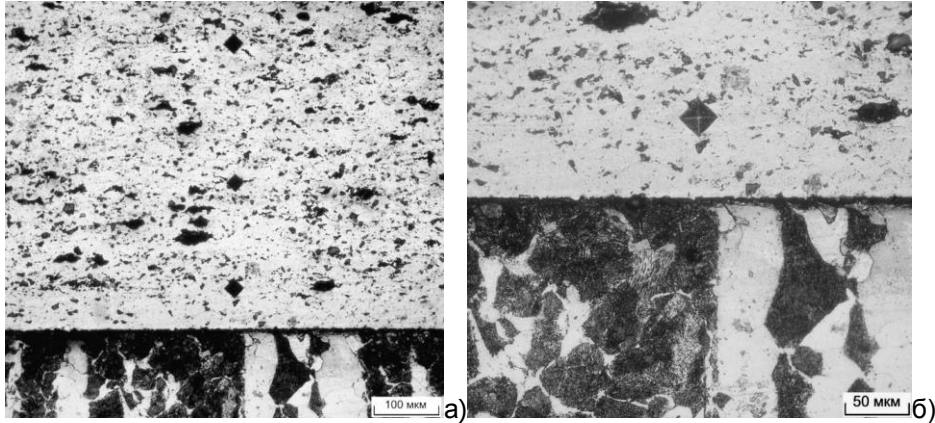


Рисунок 8 – Образец № 2 Cu, Al (8%), Al₂O₃(25%), отжиг 350 °С, 6 часов (рег.№ 10935) а), б) микроструктура, х100, х200; в) график микротвердости

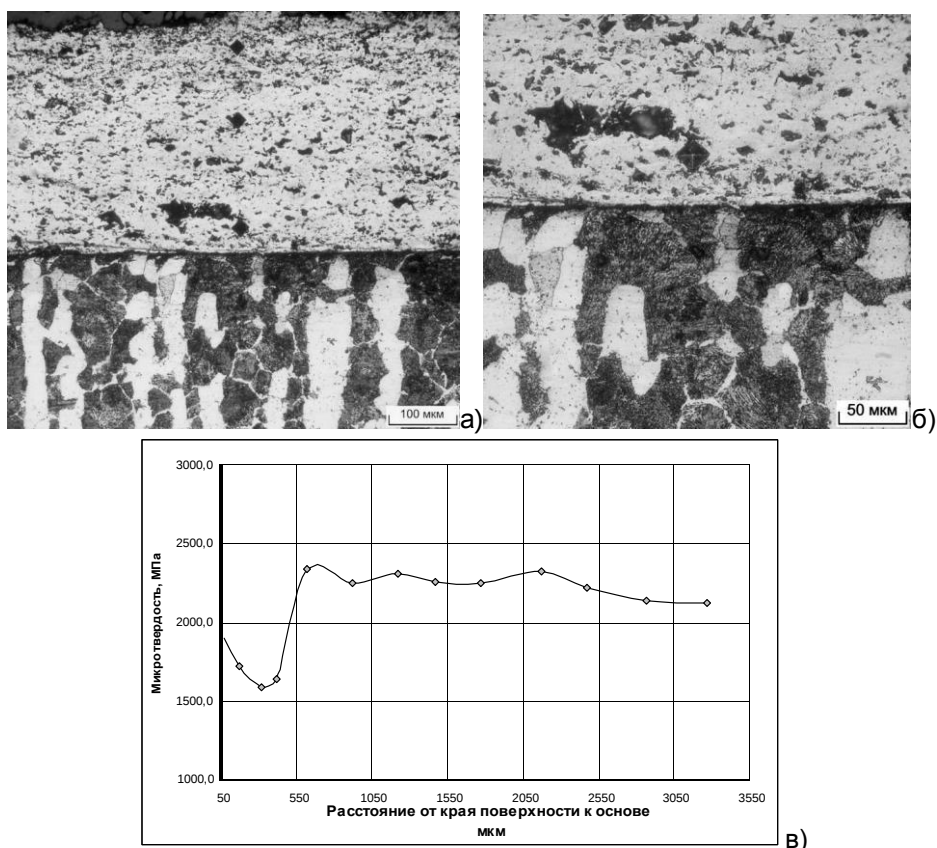


Рисунок 9 – Образец № 6 Cu, Al (10%), Al_2O_3 (25%), исходный (рег.№ 10939)
а), б) микроструктура, x100, x200; в) график микротвердости

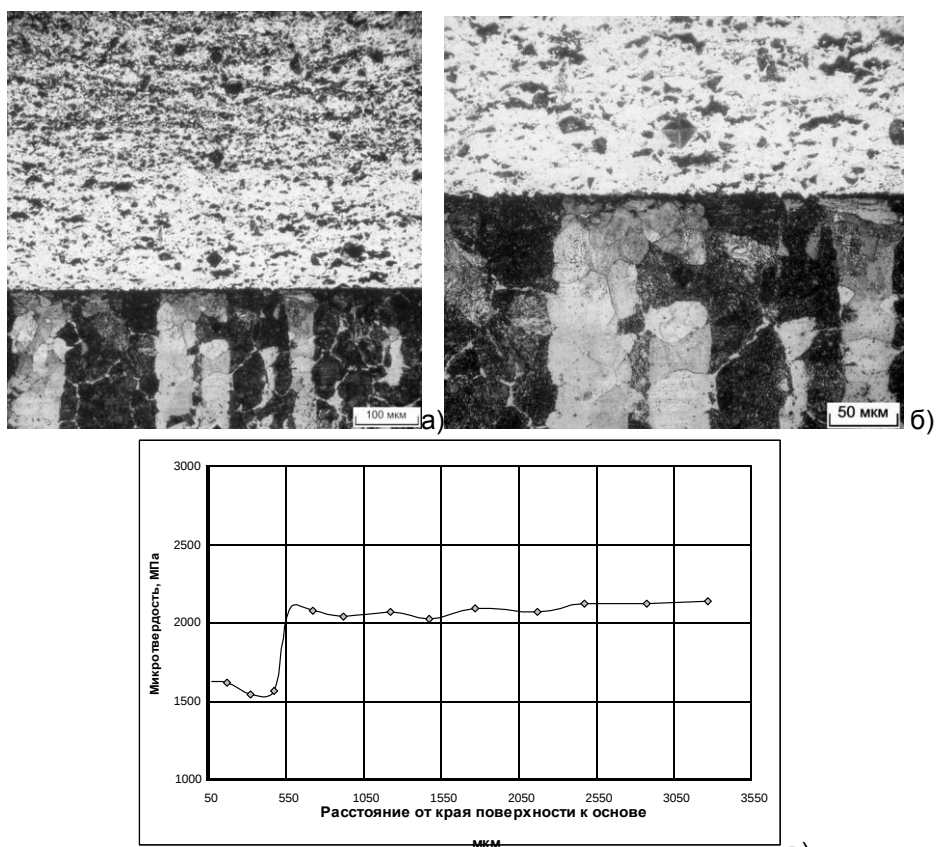


Рисунок 10 – Образец № 12 Cu, Al (10%), Al_2O_3 (25%), отжиг 200 °C, 6 часов (рег.№ 10945) а), б) микроструктура, x100, x200; в) график микротвердости

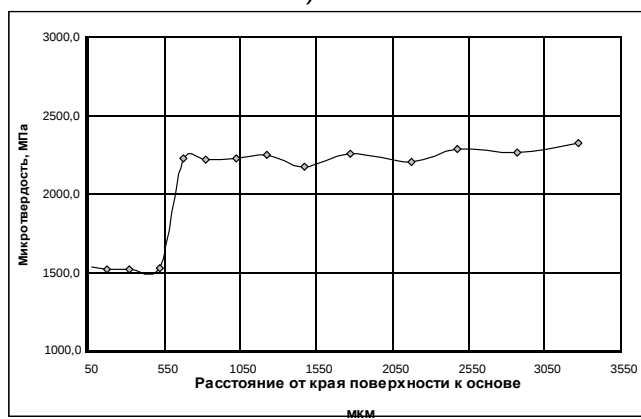
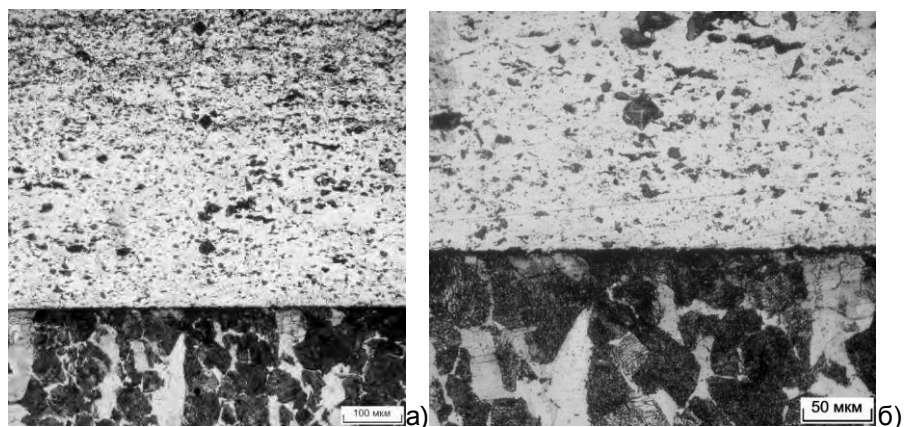


Рисунок 11 – Образец № 9 Cu, Al (10%), Al₂O₃(25%), отжиг 200 °С, 12 часов (рег.№ 10942) а), б) микроструктура, x100, x200; в) график микротвердости

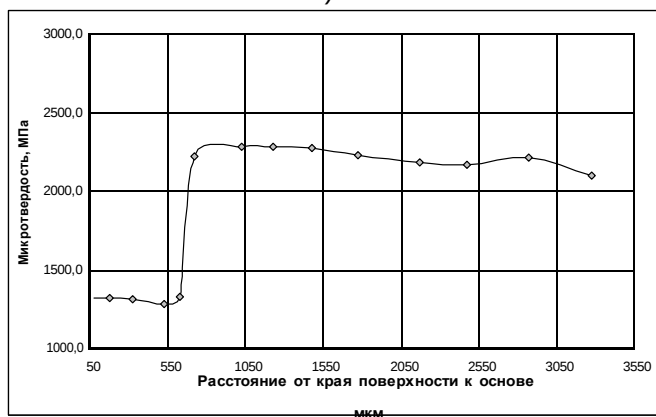
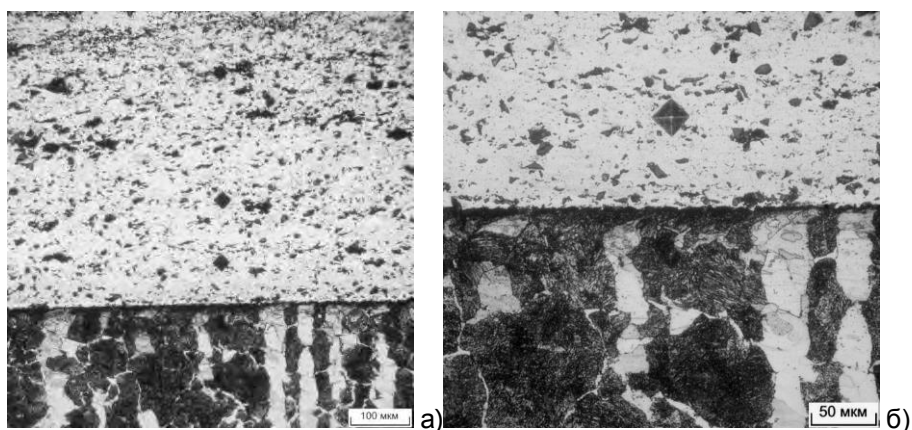
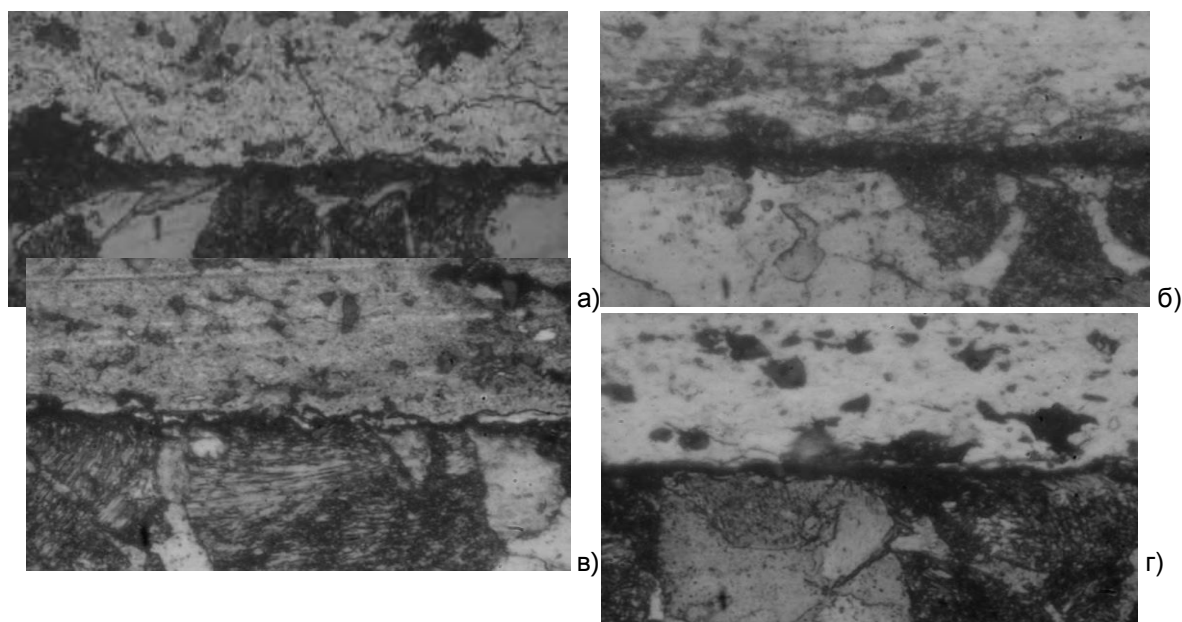


Рисунок 12 – Образец № 3 Cu, Al (10%), Al₂O₃(25%), отжиг 350 °С, 6 часов (рег.№ 10936) а), б) микроструктура, x100, x200; в) график микротвердости



а) образец № 1 Cu, Al (6%), Al_2O_3 (25%), отжиг 350 °С, 6 часов;

б) образец № 5 Cu, Al (10%), Al_2O_3 (25%), исходный;

в) образец № 12 Cu, Al (10%), Al_2O_3 (25%), отжиг 200 °С, 6 часов;

г) образец № 3 Cu, Al (10%), Al_2O_3 (25%), отжиг 350 °С, 6 часов

Рисунок 13 – Отслоение по бронзе после испытаний на трехточечный изгиб с фиксированным прогибом 0,2 мм, x500

При наплавке бронзы на сталь традиционными способами, в результате протекания термомеханических процессов в зоне сплавления, высока вероятность образования трещиноподобных дефектов в материале подложки, что резко снижает эксплуатационные свойства всего изделия [14].

Хотя, при газодинамическом методе напыления, покрытия формируются из твердой фазы (небольшой градиент температур) на границе раздела покрытие-подложка могут возникать большие напряжения из-за различных коэффициентов теплового расширения материалов.

С целью повышения адгезионных свойств покрытие-подложка созданы порошковые материалы на основе меди и алюминия с добавками олова и цинка. Олово и цинк служат пластификаторами.

Оборудование газодинамического напыления не предназначено для напыления бронзовых покрытий (соответственно не существует готовых порошков для напыления бронз). Тем не менее, совместное напыление меди с алюминием и различного рода добавками позволяют получить покрытие, в котором равномерно распределены частицы составляющих компонентов. При нагреве происходит диффузия материалов друг в друга и образуется подобие сплавов. Минимальная температура, при которой диффузия проходит за разумное время, составляет 180 °С.

По этой причине из выпускаемых промышленностью порошков для газодинамического напыления были получены композиционные смеси, представленные в таблице 2.

Таблица 2 – количественное соотношение компонент исходных смесей

	С 01-01	Т2-00-05	А-10-00	карбид титана
	медь, корунд	олово, корунд	алюминий, цинк	
Смесь №1	70 г	30 г		
Смесь №2	70 г	20 г	10 г	
Смесь №3	70 г		30 г	
Смесь №6	80 г	20 г		
Смесь №7	70 г	30 г		10 г
Смесь №8	70 г	30 г		20 г

Образцы, полученные из смесей № 1, 2 отжигались при температуре 190 °С в течение 66 часов, из смеси № 3 – при температуре 220 °С в течение 66 часов. Анализ элементного состава покрытий проводили на аттестованном сканирующем электронном микроскопе высокого разрешения «Mira» фирмы «Tescan» (Чехия) с микрорентгеноспектральным анализатором «INCA Energy 250» фирмы «Oxford Instruments Analytical» (Великобритания). Погрешность метода в данном случае составляет 3 – 5 относительных процентов. Результаты микрорентгеноспектрального анализа покрытий образцов № 1-3 представлены на рисунках 16,18,21.

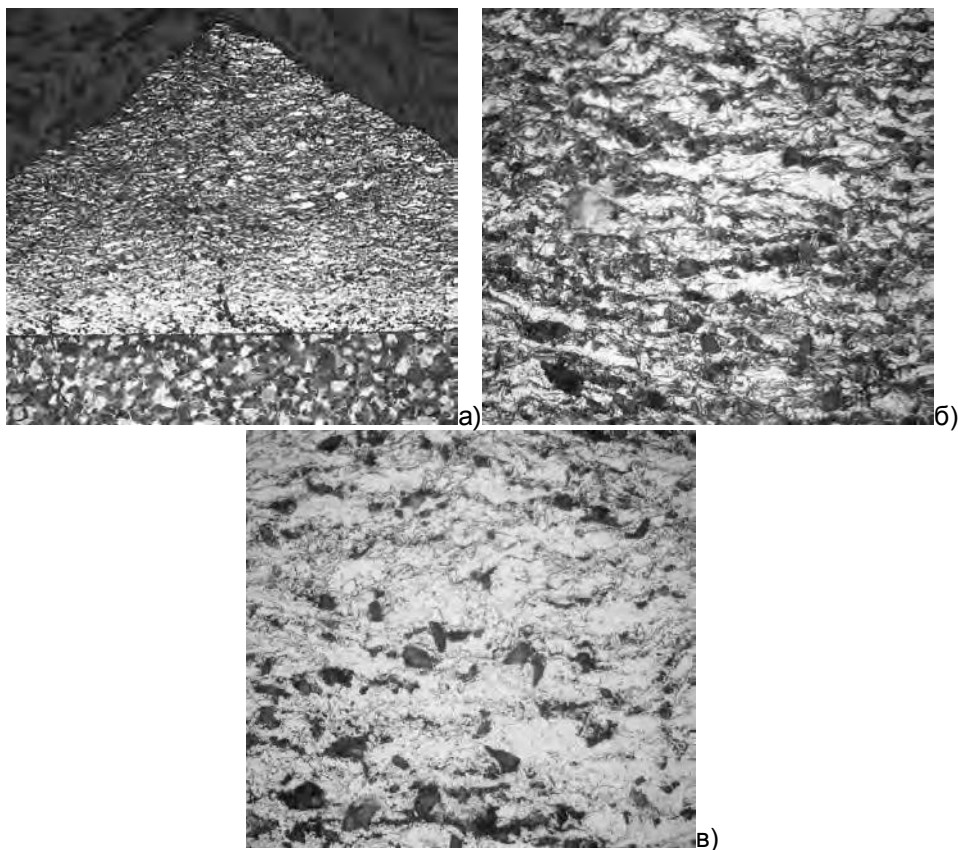
Испытания на трехточечный изгиб с фиксированным прогибом на 0,1 мм проводились на универсальной испытательной машине «Instron-1195». Погрешность измерения 1%. Исследование микроструктуры проводили на световом микроскопе "MeF-3" фирмы "Reichert" (Австрия) при увеличении $\times 50$, $\times 100$. Измерение микротвердости проводилось на микротвердомере "Micromet-II" с нагрузкой 50 г по ГОСТ 9450-76.

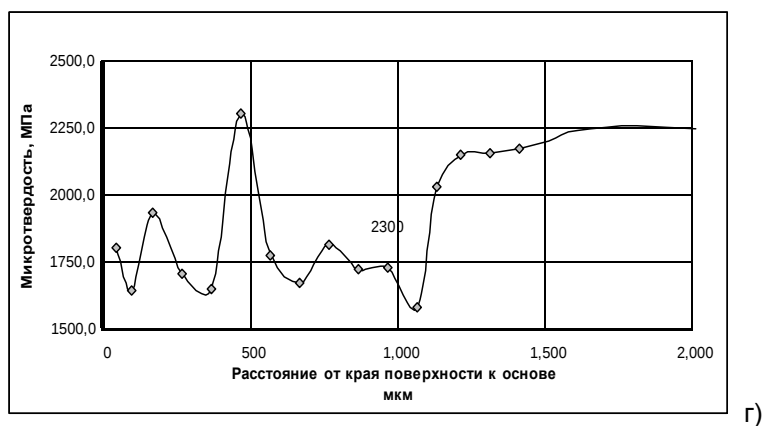
Как видно из таблицы 3, наибольшую нагрузку при прогибе показал образец с напылением, полученным из смеси № 3, содержащей медь, окись алюминия, алюминий и цинк, и прошедший отжиг при температуре 220 °С в течение 66 часов.

Таблица 3 – режимы термообработки и нагрузка при прогибе на 0,1 мм, для покрытий, полученных из порошковых смесей

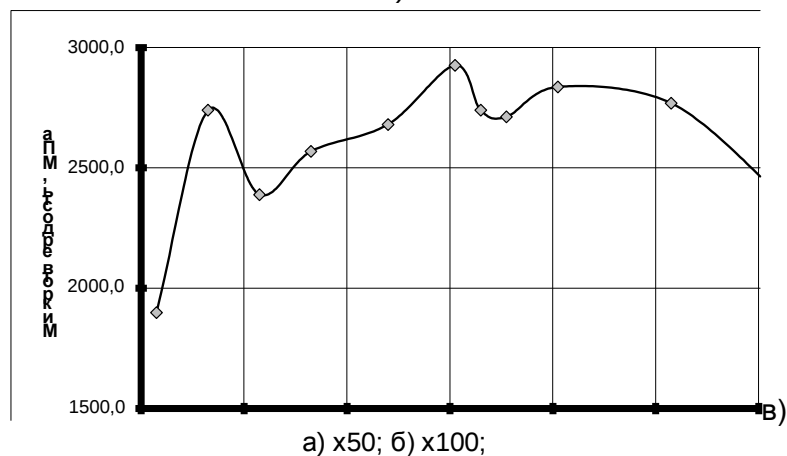
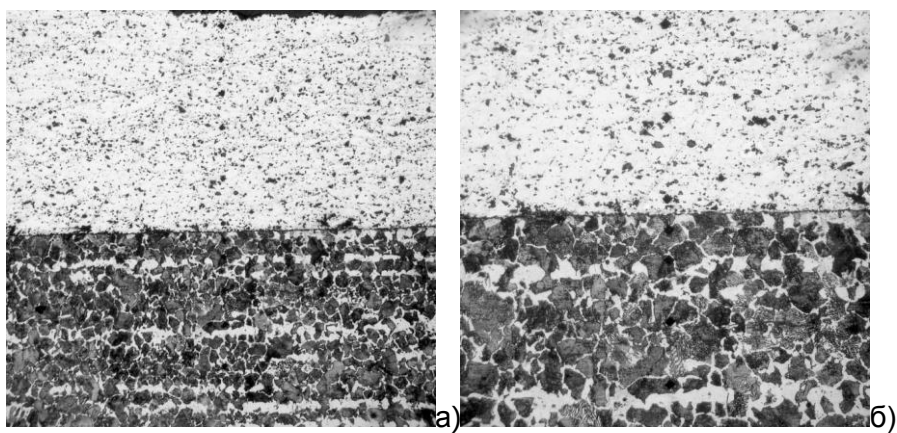
	Температура отжига,оС/ время, час	Нагрузка при прогибе на 0,1 мм, Н
Смесь №1	190/ 66	24,52
Смесь №2	190/ 66	34,33
Смесь №3	220/ 66	44,14

Фотографии структур и графики измерения микротвердости представлены на рисунках 14, 15, 17, 19, 20.

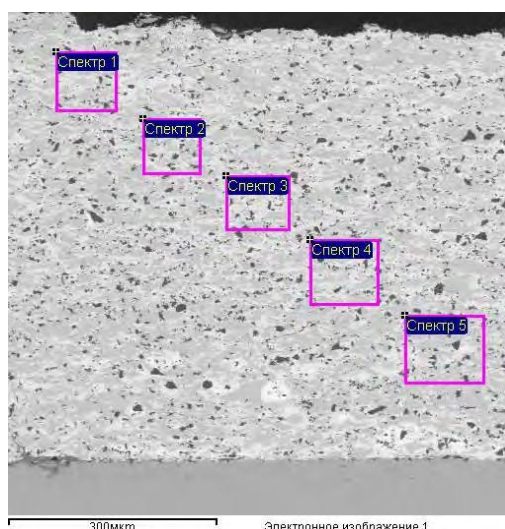




а) х50; б) верх покрытия, х500; в) основание покрытия, х500
Рисунок 14 – Структура и график измерения микротвердости (г) образца с маркировкой № 1 (рег. № 13050) без отжига



а) х50; б) х100;
Рисунок 15 – Структура (а, б) и график измерения микротвердости (в) образца с маркировкой № 1 (рег. № 12492) с отжигом при температуре 190 °C в течение 66 часов



Спектр	Al, %	Fe, %	Sn, %	Cu, %
Спектр 1	8.08	0.33	20.72	основа
Спектр 2	10.59	0.06	21.34	основа
Спектр 3	9.01	0.30	26.06	основа
Спектр 4	7.96	0.13	21.40	основа
Спектр 5	10.70	0.22	17.84	основа
Среднее	9.27	0.21	21.47	
Станд. отклонение	1.32	0.11	2.95	
Макс.	10.70	0.33	26.06	
Мин.	7.96	0.06	17.84	

Без учета Zn

Рисунок 16 – Результаты микрорентгеноспектрального анализа покрытия образца с маркировкой № 1 (рег. № 12492) с отжигом при температуре 190 °С в течение 66 часов

На рисунках 14-15 изображены структура и график измерения микротвердости образцов № 1, полученных напылением смеси С 01-01 (70%) и Т2-00-05 (30%): рисунок 14 – без отжига, рисунок 15 – с отжигом, а так же результаты микрорентгеноспектрального анализа покрытия образца с отжигом – рисунок 16.

Результаты исследований показали, что микротвердость покрытий изменяется для образца № 1 без отжига в диапазоне от 1600 МПа до 2300 МПа; после отжига в диапазоне от 1900 до 2900 МПа. Из сравнения видно, что микротвердость в образце без отжига изменяется скачкообразно, что соответствует микротвердости отдельных частиц смеси. В образце с отжигом среднее значение микротвердости значительно повышается и ее поведение стабилизируется, что объясняется повышением диффузионной растворимости олова в меди, и позволяет сделать вывод об образовании соединений типа бронзы. Падение микротвердости на стали под покрытием не наблюдается, что говорит об отсутствии отпускных процессов в материале основы.

На рисунке 17 изображены структура и график измерения микротвердости образца №2 с отжигом, полученного напылением смеси С-01-01 (70%), Т2-00-05 (20%) и А-10-00 (10%), а так же результаты микрорентгеноспектрального анализа покрытия образца – рисунок 18.

Микротвердость покрытия для образца № 2 лежит в диапазоне от 1480 до 2600 МПа. Анализ образца № 2 (рис. 17) показывает, что при добавлении Al в количестве 10 % наблюдается увеличение нагрузки на прогиб до 34,33Н.

На рисунках 19, 20 изображены структура и график измерения микротвердости образцов № 3, полученных напылением смеси С-01-01 (70%) и А-10-00 (30%): рисунок 19 – без отжига, рисунок 20 – с отжигом, а так же результаты микрорентгеноспектрального анализа покрытия этих образцов – рисунок 21.

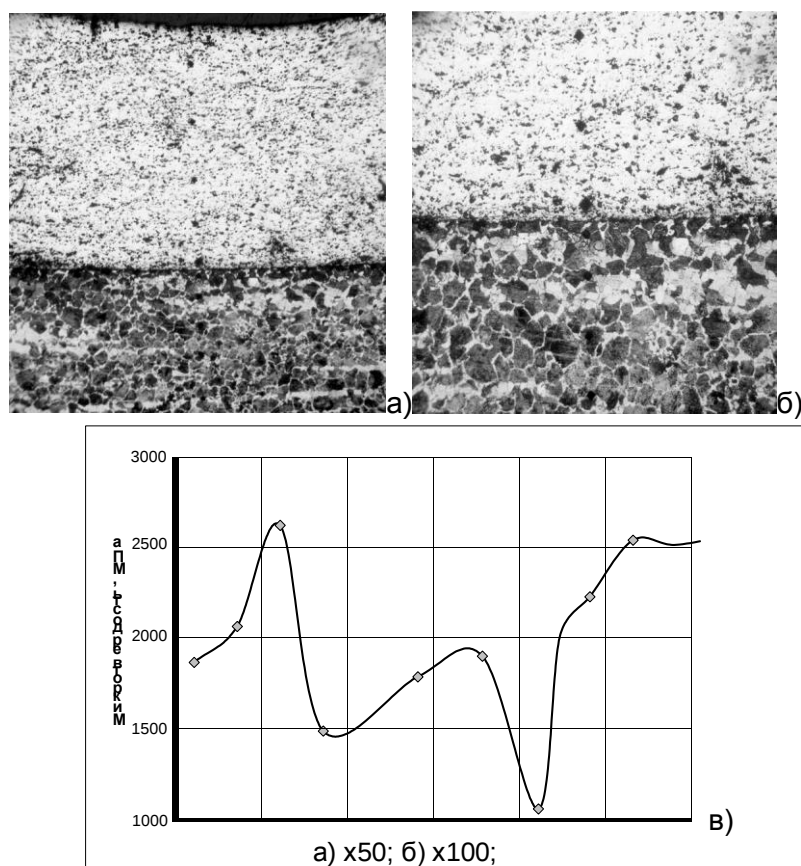
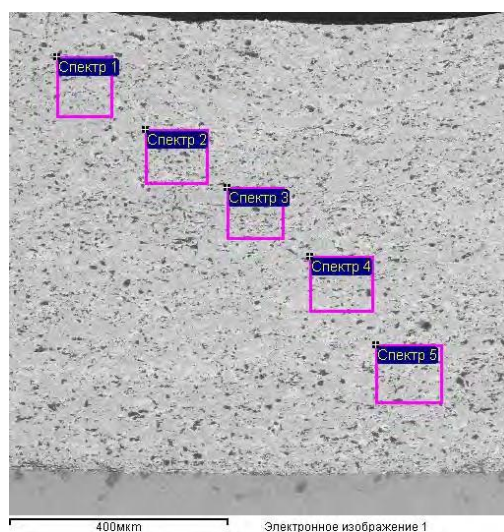


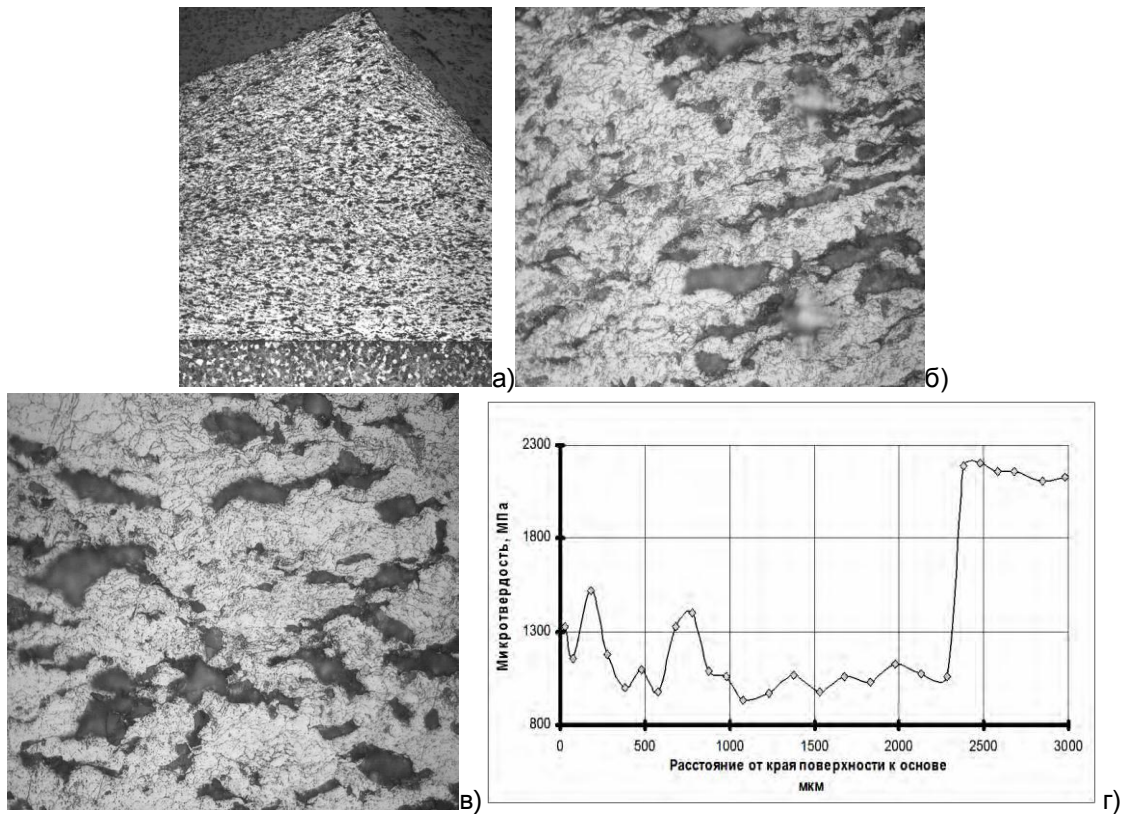
Рисунок 17 – Структура (а, б) и график измерения микротвердости (в) образца с маркировкой № 2 (рег. № 12493) с отжигом при температуре 190 °С в течение 66 часов



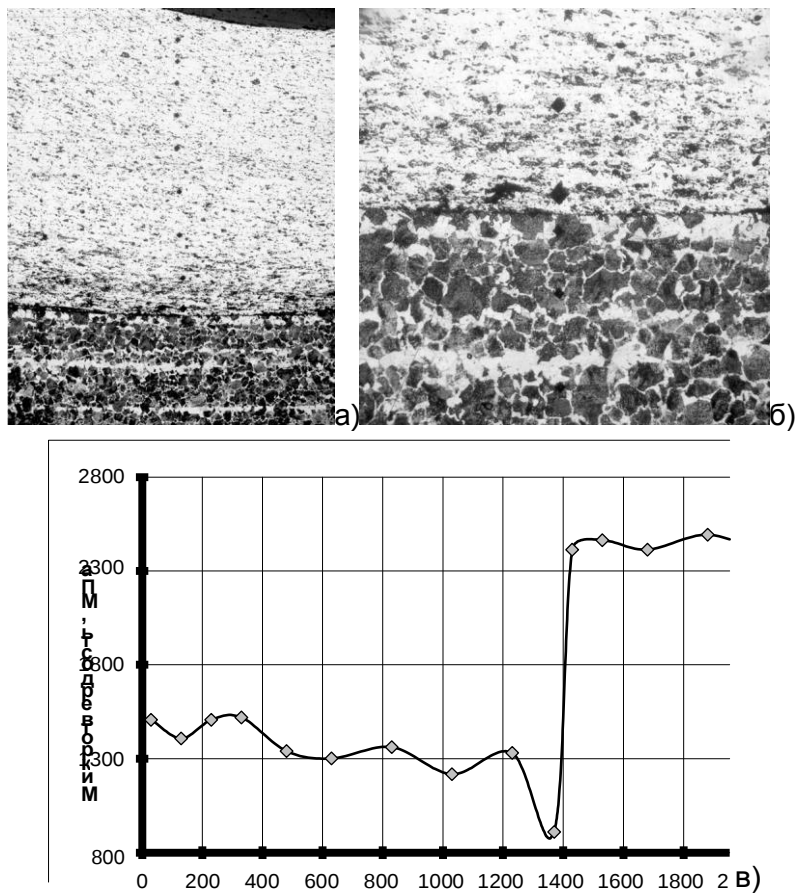
Спектр	Al, %	Fe, %	Sn, %	Cu, %
Спектр 1	9.71	0.35	13.86	основа
Спектр 2	12.38	0.41	14.92	основа
Спектр 3	10.77	0.45	11.91	основа
Спектр 4	8.69	0.33	13.00	основа
Спектр 5	10.79	0.43	13.92	основа
Среднее	10.47	0.39	13.52	
Станд. отклонение	1.38	0.05	1.13	
Макс.	12.38	0.45	14.92	
Мин.	8.69	0.33	11.91	

Без учета Zn

Рисунок 18 – Результаты микрорентгеноспектрального анализа покрытия образца с маркировкой № 2 (рег. № 12493) с отжигом при температуре 190 °С в течение 66 часов



а) x50; б) верх покрытия, x500; в) основание покрытия, x500
 Рисунок 19 – Структура и график измерения микротвердости (г) образца с маркировкой № 3 (рег. № 13051) без отжига



а) x50; б) x100;
 Рисунок 20 – Структура (а, б) и график измерения микротвердости (в) образца с маркировкой № 3 (рег. № 12494) с отжигом при температуре 220 °С в течение 66 часов

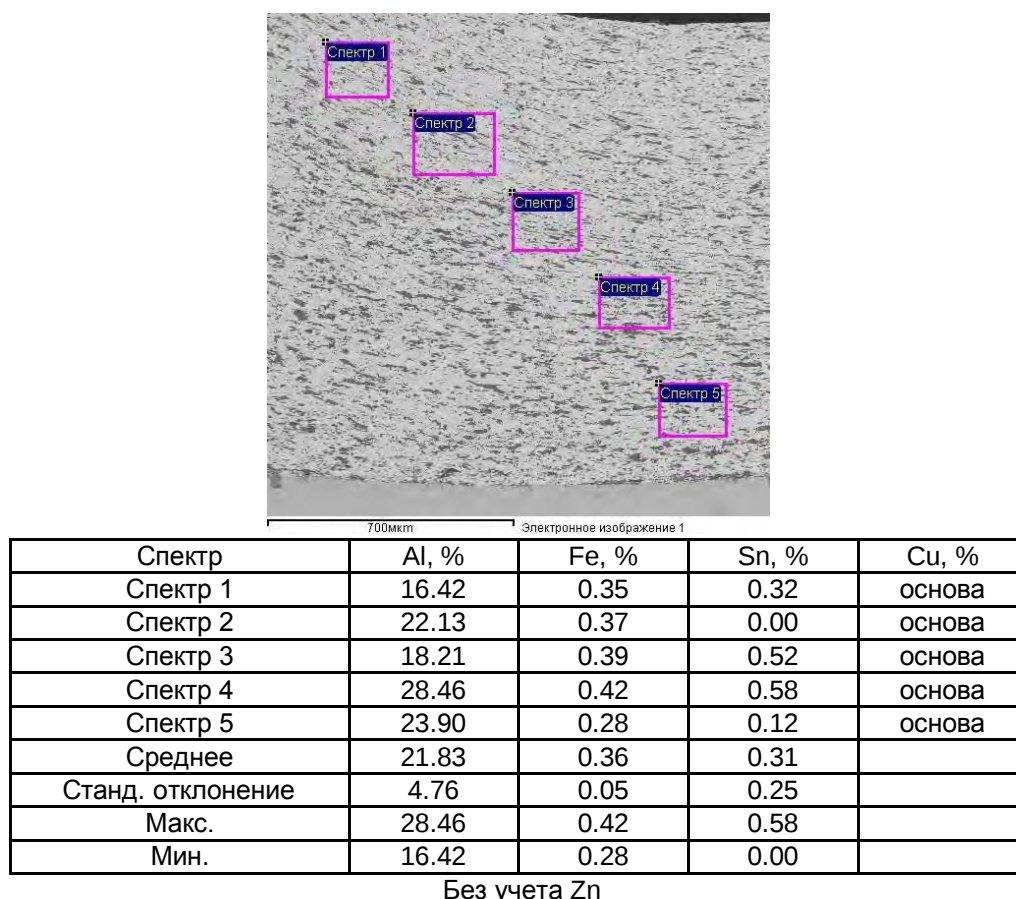
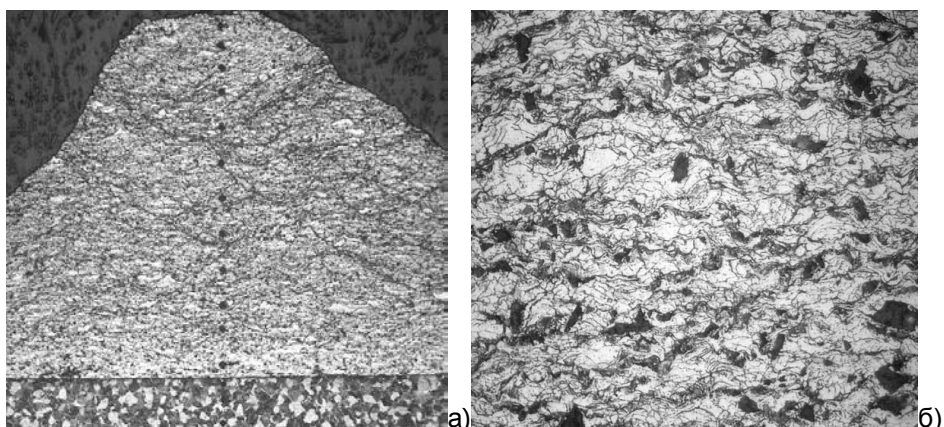


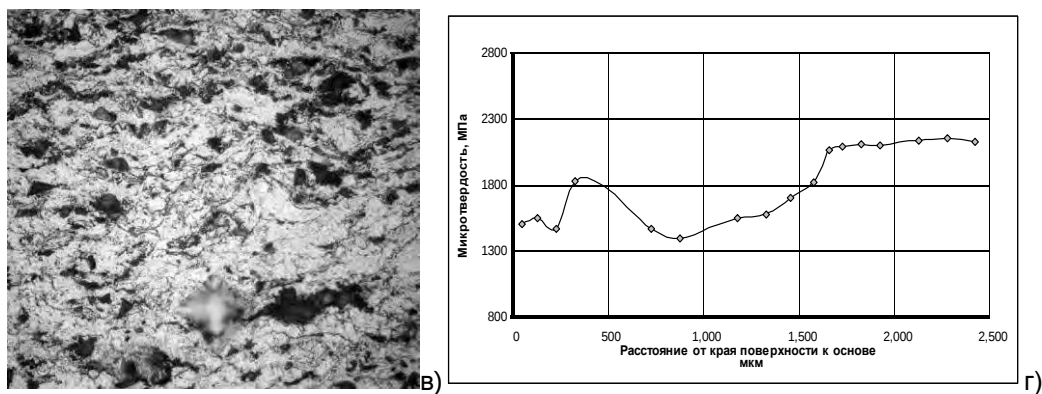
Рисунок 21 – Результаты микрорентгеноспектрального анализа покрытия образца с маркировкой № 3 (рег. № 12494) с отжигом при температуре 220 °С в течение 66 часов

Микротвердость покрытий для образца № 3 без отжига изменяется в диапазоне от 920 МПа до 1500 МПа; после отжига – от 1210 до 1340 МПа. Как и в случае с образцами из меди и олова отмечается снижение величины колебаний микротвердости в распределении по объему после отжига.

На рисунке 22 изображены структура и график измерения микротвердости образца № 6 с отжигом, полученного напылением смеси С-01-01 (80%) и Т2-00-05 (20%).

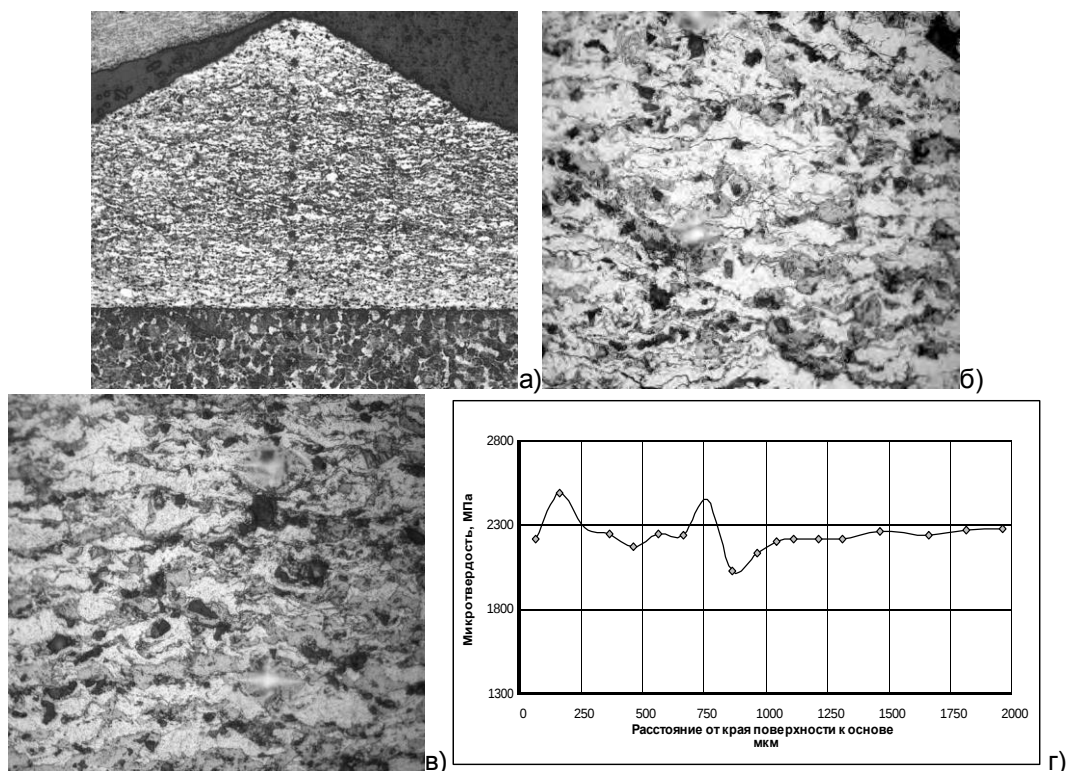
На рисунке 23 изображены структура и график измерения микротвердости образца № 8 с отжигом, полученного напылением смеси № 1 с добавлением TiC.





а) х50; б) верх покрытия, х500; в) основание покрытия, х500

Рисунок 22 - Структура и график измерения микротвердости (г) образца с маркировкой № 6 (рег. № 13052) с отжигом при температуре 190 °С в течение 48 часов



а) х50; б) верх покрытия, х500; в) основание покрытия, х500

Рисунок 23 - Структура и график измерения микротвердости (г) образца с маркировкой № 8 (рег. № 13053) с отжигом при температуре 190 °С в течение 48 часов

Сравнение образцов № 1 и № 6 (рис. 15 и 22) показывает, что увеличение доли меди ведет к снижению среднего значения микротвердости покрытия с 2500 до 1500 МПа.

Анализ образца № 8 (рис. 23) показал, что добавление к смеси № 1 карбида титана позволяет получить покрытие с микротвердостью равной материалу подложки (сталь 30ХГСА).

Полученные результаты указывают на равномерное распределение химических элементов в структуре сформированных покрытий. Наблюдается четкая граница раздела подложка – покрытие.

Анализ результатов

Разработаны композиционные порошковые материалы на основе меди для нанесения на стали газодинамическим методом. Получены и исследованы покрытия, созданные на их основе, которые обладают свойствами псевдосплавов (типа бронз).

Изучена зависимость характеристик покрытий от режимов последующей термической обработки.

Результаты проведенных исследований показали, что оптимальная температура термической обработки покрытий, полученных из смесей порошков содержащих алюминий, лежит в интервале 180-220 °С. Дальнейшее увеличение температуры отжига приводит к снижению микротвердости покрытий. Оптимальное время термообработки лежит в диапазоне 24-48 часов, т.к. при этом покрытия выдерживают максимальные нагрузки при испытаниях на трехточечный изгиб. По сравнению с образцами без термической обработки, максимальная нагрузка, выдерживаемая термообработанными образцами при испытаниях на трехточечный изгиб, увеличивается почти в два раза и составила 27,5 Н.

В ходе выполнения работ выявилась возможность увеличения адгезии покрытия к подложке из стали путем изменения состава напыляемого порошка. На этом этапе в состав композиций добавлялись порошки олова и цинка, являющихся пластификаторами. Установлено, что максимальной адгезией к подложкам из сталей обладают покрытия, сформированные из порошковых материалов содержащих Cu, Al, Zn и Al_2O_3 . Это покрытие при испытаниях на трехточечный изгиб с прогибом на 0,1 мм показало максимальную нагрузку - 44,14 Н, что приблизительно на 80 % выше, чем у покрытий не содержащих Zn. В то же время, покрытия из порошкового материала, содержащие Cu, Sn и Al_2O_3 , обладают максимальной микротвердостью - до 2600 МПа.

Изучено влияние твердых составляющих в составе напыляемых порошков, используемых для внедрения в мягкую матрицу, на микротвердость получаемых покрытий. Результаты исследования показали, что, при добавлении TiC к порошку, содержащему Cu, Sn и Al_2O_3 , средняя микротвердость покрытия соответствует твердости материала подложки (сталь 30ХГСА).

Разработанные порошковые материалы для нанесения методом ГДН могут быть рекомендованы для создания функциональных покрытий на подложках из сталей в технологических процессах, для создания новых элементов техники в машиностроении, а так же для расширения ассортимента восстанавливаемых узлов и деталей машин, в том числе авиационной техники, что позволит повысить эффективность использования основных ресурсов и энергоносителей, увеличить производительность труда, расширить перечень восстанавливаемых узлов и деталей, снизить себестоимость ремонта с одновременным повышением качества.

Заключение

Научная новизна и значимость полученных результатов.

Показана возможность получения покрытий типа бронзы на деталях из стали без разупрочнения основного материала при применении метода газодинамического напыления.

Установлена возможность работы на изгиб, по крайней мере, однократный, стальных деталей, восстановленных методом газодинамического напыления.

Установлена возможность восстановления функциональных свойств стальных деталей газодинамическим напылением.

Практическая значимость полученных результатов.

Результаты исследований использовались при разработке технологий ремонта и восстановления стальных деталей авиационной техники, которые позволили существенно сократить количество приобретаемых запасных частей и расходы электроэнергии на изготовление новых деталей. Локальный дефект глубиной до 3 мм устраняется за несколько секунд. Появилась возможность восстанавливать функциональные возможности деталей со сплошными коррозионными поражениями поверхности.

Выводы:

1. Применение метода газодинамического напыления при ремонте изделий авиационной техники позволяет получать покрытия типа бронзы для стальных деталей авиатехники.

2. Бронзовые покрытия позволяют восстанавливать функциональные свойства деталей авиационной техники со сплошными коррозионными поражениями, в том числе силовых деталей. Наиболее предпочтительно по своим механическим свойствам покрытие образца №1.

3. В результате проведения работ разработана технология восстановления стальных деталей авиационной техники методом газодинамического напыления бронзовых покрытий. Предполагаемый экономический эффект до 100 000 долларов США в год.

4. Метод применим для других отраслей промышленности.

5. Поскольку с помощью метода ГДН возможно восстановление значительного количества стальных деталей, то значительно сокращается число деталей, которые необходимо изготавливать. Следовательно, значительно сокращаются энергетические затраты (электроэнергия, топливо, пар и т.д.).

Список литературы:

1. Технология напыления металлов // официальный сайт ЗАО «АПИК Технолджи» [Электронный ресурс], 2009, Режим доступа: <http://www.dimet.info/technology/> Дата доступа 21.12.2009.

2. Антифрикционные металлизационные псевдосплавы // сайт жилищно-коммунальный портал [Электронный ресурс], 2009, Режим доступа: <http://www.jkt.by/oborudovanie/193-antifrikcionnye-metallizacionnye-psevdosplavy.html> Дата доступа 22.12.2009.

3. Газоплазменное напыление медью и сплавами // официальный сайт компании ЗАО «Плакарт» [Электронный ресурс], 2009, Режим доступа: <http://www.plackart.com/coatings/copper.html> Дата доступа 20.12.2009.

4. Дубровский, В. А. Восстановление деталей путевых машин электроконтактной наплавкой / В.А.Дубровский, В.В.Булычёв, В.Н.Хабаров / Путь и путевое хозяйство. - 2001. - №2. - С. 13-15.

5. Хасуи, А. Наплавка и напыление / А.Хасуи, О.Моригаки – М.: Машиностроение, 1985. – 240 с.

6. Багрянский, К.В. Теория сварочных процессов / К.В.Багрянский, З.А.Добротина, К.К.Хренов. – М.: Высшая школа, 1976. – 424 с.

7. Петров, Г.Л. Технология и оборудование газопламенной обработки металлов / Г.Л.Петров, Н.Г.Буров, В.Р.Абрамович. – Л.: Машиностроение, Ленинградское отделение, 1978. – 277 с.

8. Вайнерман, А.Е. Плазменная наплавка металлов / А.Е.Вайнерман – Л.: Машиностроение, 1969. – 192 с.

9. Гавров Е.В., Кашников А.А., Пулина Н.Н. Наплавка алюминиевой бронзы проволоками различной конструкции–Сварочноепроизводство. – 1988. – №11. – С. 4-6.

10. Новосадов, В.С. О механизме образования трещин при наплавке меди на сталь / В.С.Новосадов, М.Х.Шоршоров – М.: ИМЕТ им. А.А. Байкова, 1978. – 18 с.

11. Беляев, В.Н. Структура и свойства сварных соединений меди со сталью, выполненных электроннолучевой сваркой / В.Н.Беляев, Ю.М.Буравлёв, В.В.Иваненко – М: Машиностроение, 1984. – 156 с.

12. Гуревич, С.М. Справочник по сварке цветных металлов / С.М.Гуревич – Киев: Наукова думка, 1981. – 608 с.

13. Hamid Assadi, Frank Gartner, Thorsten Stoltenhoff, Heinrich Kreye / Bonding mechanism in cold gas spraying. // Acta Materialia.– 2003. – V. 51. – p.4379-4394.

14. Технологии и машины сварочного производства Орлик, Геннадий Владимирович, к.т.н., Калуга Специальность: 05.03.06// электронная библиотека диссертаций [Электронный ресурс], 2009, Режим доступа: <http://www.dissercat.com/content/razrabotka-tekhniki-i-tekhnologii-naplavki-alyuminievoi-bronzy-na-stal-kombinirovannym-argon>. Дата доступа 28.12.2009.