

ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ АВТОНОМНОЕ ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ УЧРЕЖДЕНИЕ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
**«БЕЛГОРОДСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ НАЦИОНАЛЬНЫЙ
ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ»**
(Н И У « Б е л Г У »)

ИНСТИТУТ ИНЖЕНЕРНЫХ И ЦИФРОВЫХ ТЕХНОЛОГИЙ
КАФЕДРА МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ И НАНОТЕХНОЛОГИЙ

**СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ КЕРМЕТА НА
ОСНОВЕ БОРИДОВ СО СТАЛЬЮ**

Выпускная квалификационная работа

обучающегося по направлению подготовки
22.03.01 материаловедение и технологии материалов
очной формы обучения,
группы 12001516
Емельяненко Ивана Александровича

Научный руководитель
к.ф.-м.н. Вершинина Татьяна Николаевна

БЕЛГОРОД 2019

Оглавление

Введение.....	3
Глава 1 Обзор литературы.....	4
1.1 Напайной инструмент.....	4
1.2 Общие сведения о диффузионной сварке.....	6
1.3 Сварка твердых сплавов и металлокерамики с металлами.....	9
1.4 Достоинства и недостатки диффузионной сварки.....	10
1.5 Классификация керметов	11
1.6 Марки и свойства керметов.....	13
1.7 Керметы на основе боридов $M'_2M''B_2$	16
1.7.1 Легирование и его влияние на структуру и механические свойства твердого сплава системы Mo-Fe-V.....	17
1.7.2 Влияние условий спекания на структуру и механические свойства керметов на основе боридов Mo_2FeV_2	23
Постановка задачи исследования	24
Глава 2 Материал и методики исследования	26
2.1 Материалы исследования	26
2.2 Методика подготовки образцов к металлографическим исследованиям .	26
2.3 Методика исследования структуры.....	27
2.4 Методика исследования трибологических свойств.....	28
2.5 Методика измерения твердости.....	29
2.6 Методика определения трещиностойкости.....	30
2.7 Методика проведения рентгенофазового анализа.....	31
2.8 Определение среднего размера боридов по методу случайных секущих .	32
Глава 3 Результаты исследования и их обсуждение	33
3.1 Исходная микроструктура кермета системы Mo-Fe-V в спеченном состоянии	33
3.2 Сравнительные исследования трибологических свойства кермета Mo_2FeV_2 и твердого сплава ВК8	38

3.3 Исследование структуры шлифа напайного соединения Mo_2FeB_2 со сталью	42
Экономическое обоснование внедрения разработки	51
Выводы	53
Список литературы	54

Введение

Развитие и совершенствование технологических процессов многих отраслей народного хозяйства неразрывно связано с применением твердых сплавов, что способствует существенному повышению эксплуатационных характеристик инструмента и производительности труда.

В современном машиностроении все большее применение находят коррозионностойкие, жаропрочные, кислотоупорные и другие труднообрабатываемые стали и сплавы, размерная обработка которых осуществляется твердосплавным режущим инструментом. Нужды промышленности в таком инструменте постоянно растут, соответственно возрастает его выпуск.

От качества и прочности твердосплавного инструмента во многом зависит эффективность размерной металлообработки. Поэтому к твердосплавному инструменту предъявляются особые требования. Такой инструмент, помимо высоких эксплуатационных характеристик (прочность, жесткость, теплостойкость), должен быть технологичным в изготовлении, что позволило бы автоматизировать процесс его сборки.

Анализ информации показал, что в составном неразъемном твердосплавном инструменте наиболее целесообразным способом соединения режущей части с корпусом является диффузионная сварка. Этот способ технологичен и позволяет обеспечить высокую прочность, жесткость и теплостойкость сварного соединения по сравнению с паяным или, тем более, по сравнению со склеенным состояниями.

Поэтому изучение механизма взаимодействия твердых сплавов со сталями в процессе диффузионной сварки и исследование условий, при которых возможно получение такого соединения, является своевременным и актуальным.

Глава 1 Обзор литературы

1.1 Напайной инструмент

В сборном и напайном инструменте твердый сплав используется только в качестве режущего материала, а для изготовления державок используют сталь. При этом стальные державки и твердосплавные режущие части крепятся между собой либо механически, как в случае сборного инструмента, либо пайкой, как в случае напайного.

На операции сборки и пайки поступают коронки и хвостовики, прошедшие предварительно технический контроль. При проверке хвостовиков кроме геометрических параметров проверяют их твёрдость [1].

На эффективность процесса резания оказывают влияние огромное количество факторов. Такие как: серийность производства, материал заготовки, тип охлаждения и так далее. В следствие этого, изготавливается огромное множество разнообразных инструментов. Если упростить, то их классификацию можно представить следующим образом: по виду сплава, из которого изготавливают пластины и по способу крепления к державке. Рассмотрим теперь каждую категорию более подробно.

Виды пластин по типу материала: в основном, их производят из вольфрамокобальтового сплава, титанотанталовольфрамокобальтового сплава, титановольфрамокобальтового сплава, карбидтитанового сплава.

Более половины всех пластин крепятся к инструменту методом пайки. Популярность этого метода связана, в первую очередь, с простотой технологии крепления. При пайке поверхности спекаемых материалов смачивают флюсами. Делают это для того, чтобы предотвращать протекания окислительных процессов, благодаря этому увеличивается жесткость сцепления пластины с державкой.

Материал для корпуса инструмента, в основном изготавливают из легированных и конструкционных сталей. Наибольшее распространение получили марки стали 30ХГСА, 45;

Также при сильной циклической нагрузки крепление пайкой заменяют креплением диффузионной сваркой в вакууме. Атомы, контактирующих поверхностей, в результате проникновения друг в друга приводят к свариванию материалов. Этот процесс протекает при повышенных температуре и давлении. Благодаря такой технологии удается в 2-3 раза увеличить силу сцепления пластины с державкой.

Рассмотрим достоинства напайного инструмента:

1. Напайной инструмент компактнее, чем со сменными пластинами (исключая варианты тороидального винта, где размеры примерно одинаковы), поэтому удобнее при растачивании.
2. Напайной инструмент более ремонтпригоден: при наличии в цеху паяльника, припоя и пластины, использованный резец или сверло можно привести в рабочее состояние. Времени это займёт больше, в сравнении с заменой пластины, у которой механическое крепление, но при наличии опыта это делается за несколько минут. Если в процессе работы разобьётся паз под пластину, то этот зазор займёт припой, но если аналогичная ситуация произойдет у инструмента с механическим креплением, то пластины могут снизить свою стойкость и будут чаще выходить из строя вследствие неплотного прилегания к корпусу. При срыве резьбы винта, крепления в державке или корпусе, есть вероятность безвозвратной утери работоспособности инструмента с механическим креплением.
3. Вероятность потери рабочим комплектующих, таких как винты, прихваты или опорные пластины минимальна, так как напайной инструмент представляет собой неразборную конструкцию.
4. Крепкое и надёжное закрепление режущего элемента на державке или в корпусе вне зависимости от точности и качества кармана под пластину.

Со стороны экономической целесообразности всё проще:

Напайной инструмент дешевле из-за простоты изготовления, кроме того, ввиду несложной технологии производства, делают его на каждом инструментальном заводе, что влечет за собой конкурентность рынка.

Также, в следствии простоты производства напайного инструмента и большого количества изготовителей, сроки, за которые могут его поставить, короче.

К недостаткам можно отнести следующее: отсутствие возможности замены пластинок при поломке и выкрашивании; наличие остаточных напряжений в пластинах при пайке; ухудшение условий заполнения впадины зуба стружкой после переточек [2].

1.2 Общие сведения о диффузионной сварке

Существующие способы сварки условно делятся на две основные группы: сварку плавлением и сварку давлением (без оплавления).

При сварке плавлением кромки соединяемых деталей расплавляются, а зазор между ними заполняется расплавленным металлом; образование неразъемного соединения происходит в результате охлаждения и совместной кристаллизации металла свариваемых деталей и присадочного металла (в тех случаях, когда его добавляют).

К сварке плавлением примыкает припайка, отличающаяся тем, что расплавляется лишь присадочный металл (припой), а основной свариваемый металл остается нерасплавленным.

Сварка давлением происходит при температурах ниже точки плавления свариваемых металлов (без использования припоев) с приложением давления, достаточного для создания необходимой пластической деформации соединяемых частей (ГОСТ 2601-74).

Неразъемное соединение образуется вследствие возникновения сил связи между атомами свариваемых поверхностей в результате сближения

последних до расстояния действия межатомных сил связи. Для объединения твердого вещества в одно целое приходится затрачивать значительные количества энергии и применять сложные технические приемы для сближения соединяемых атомов. Некоторые пластичные металлы свариваются давлением при комнатной и даже более низких температурах. Другие металлы при комнатной температуре даже при значительном сжатии не соединяются. Этому мешают их твердость и шероховатость поверхности. У наиболее важных для техники металлов и сплавов и, особенно, неметаллических материалов твердость и шероховатость настолько велики, что соприкосновение происходит лишь в отдельных точках, как бы тщательно поверхности не были обработаны и пригнаны. Кроме этого, на поверхности имеются слои адсорбированных газов, воды окислов жироподобные пленки и др. Для успешной сварки давлением в последнем случае металлы и сплавы должны быть подвергнуты искусственному повышению пластичности путем нагрева соединяемых поверхностей до сравнительно высоких температур, не превышающих, однако, температуры плавления. Диффузионная сварка - разновидность сварки давлением, происходит за счет взаимной диффузии атомов контактирующих частей при относительно длительном воздействии повышенной температуры и незначительной пластической деформации (ГОСТ 2601-74); сварное соединение образуется в результате диффузии атомов соединяемых частей через поверхность стыка как в твердом, так иногда и в жидком состоянии (при применении расплавляющегося промежуточного слоя). Соединяемые поверхности с помощью приложения сжимающего давления сближаются на расстояния действия межатомных сил. Если процесс соединения протекает при наличии жидкой фазы, то потребность в давлении отпадает, поскольку происходит предварительное смачивание, соединяемых поверхностей жидкой пленкой [3].

Диффузионная сварка походит в две стадии:

1. Сжатие свариваемых поверхностей, при котором все точки соединяемых материалов сближаются на расстоянии межатомных взаимодействий;
2. Формирование структуры сварного соединения под влиянием процессов релаксации. [4]

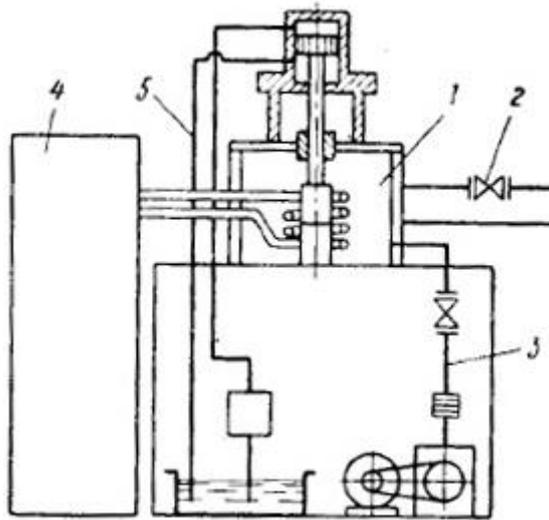


Рис. 1.1 Установка для диффузионной сварки

Сварку проводят в специальных сварочных установках. Установки для диффузионной сварки не сложные по своей конструкции (Рисунок 1.1). Две части детали помещают в вакуумную камеру 1; в процессе сварки камера охлаждается проточной водой 2; Для защиты деталей от интенсивного окисления в процессе разогрева и сварки стыкующихся поверхностей в рабочей камере обеспечивается разрежение 3; источником нагрева свариваемых деталей служит индуктор высокочастотного генератора 4; сжимающее усилие передается от гидросистемы 5. После сварки детали охлаждаются в вакуумной камере до соответствующей температуры. При данном способе образование соединения обусловлено действием трех основных параметров, за которыми необходим тщательный контроль. Это температура, давление и время выдержки сварки при заданных температуре и давлении [3].

Температура нагрева составляет 0,5 – 0,7 от температуры расплавления металла свариваемых деталей. Высокая температура обеспечивает большую скорость диффузии и большую пластичность деформирования металла [4].

1.3 Сварка твердых сплавов и металлокерамики с металлами

Необходимость соединения твердых сплавов и твердых сплавов с металлами возникает в инструментальной промышленности при изготовлении и ремонте штампов и режущих инструментов, армированных твердым сплавом. При механическом креплении твердосплавных элементов увеличивается расход дефицитных твердых сплавов и трудоемкость изготовления штампов и инструмента. Применение пайки высокотемпературными припоями позволяет сократить расход твердых сплавов и трудоемкость изготовления инструмента, однако надежность соединения в этом случае (особенно с учетом ударного нагружения штампов) недостаточна из-за напряжений, возникающих в процессе пайки вследствие значительной разности в коэффициентах температурного расширения сплава и стали.

Металлокерамические материалы находят широкое применение в ракетостроении, приборостроении, авиационной промышленности, в химическом, энергетическом машиностроении и других отраслях промышленности. Их используют работающих при высоких температурах, в агрессивных средах, в условиях больших силовых статических и динамических нагрузок и т. д. Общие требования, предъявляемые к металлокерамическим материалам и конструкциям, — высокая прочность, жаропрочность, термостойкость и коррозионная стойкость, хорошая свариваемость, позволяющая создавать композитные конструкции.

Наиболее распространенные способы соединения металлокерамических материалов — механическое крепление (болтами, клиньями, прессовой посадкой и т. п.) и пайка. Большие возможности для получения качественных

соединений однородных и разнородных металлокерамических материалов открываются с применением диффузионной сварки. С помощью диффузионной сварки отработаны и внедрены в производство технологии соединения большого числа комбинаций материалов, деталей, узлов и изделий [3].

1.4 Достоинства и недостатки диффузионной сварки

Данный способ сварки обладает следующими достоинствами:

1. Исключается расплавление соединяемых материалов;
2. Отсутствует необходимость в обязательном применении драгоценных металлов в виде припоев;
3. Прочность соединений может изменяться в широком диапазоне в зависимости от требований к сварному узлу, превышая при этом прочность клеевых и паяных соединений;
4. Возможно совмещение процессов сварки и термической обработки материалов с целью получения определенных свойств;
5. Соединение разнородных по физико-химическим свойствам материалов исключает дополнительные промежуточные операции, например, вжигание паст, содержащих серебро;
6. Процесс диффузионной сварки легко поддается автоматизации.

Важным достоинством диффузионной сварки, как и других способов соединения в твердой фазе, является отсутствие плавления соединяемых материалов. Это исключает проблемы, связанные с ликвацией, растрескиванием и остаточными напряжениями. Материалы, упрочненные дисперсными частицами или волокнами, можно подвергать сварке, не нарушая структуры упрочняющей фазы и не снижая эффективности упрочнения, а также сохраняя структуру зерен. Кроме того, данный способ сварки позволяет получать соединения с большой площадью контактной поверхности. В настоящее время отработана технология соединения свыше

800 видов пар различных материалов, в том числе металлов и сплавов, друг с другом и неметаллами, керамикой, стеклами и другими материалами [5].

Недостатки:

1. Необходимость вакуумирования рабочей камеры;
2. Тщательная подготовка и очистка свариваемых поверхностей.

Преимущества:

1. Диффузионная сварка не требует сварочных припоев, электродов;
2. Не нужна дополнительная механическая обработка свариваемых поверхностей;
3. Высокое качество сварного соединения;
4. Малый расход затрачиваемой энергии;
5. Широкий диапазон толщин свариваемых деталей – от долей микрометров, до нескольких метров [4].

1.5 Классификация керметов

Керметы (сокр. от «керамикометаллические материалы»), металлокерамические материалы, являющиеся гетерогенной композицией одной или нескольких керамических фаз с металлами или сплавами, с сравнительно малой взаимной растворимостью фаз. В керметах объединены свойства керамики (высокие твердость, препятствие износу, тугоплавкость, жаропрочность и др.) и металлов (теплопроводность, пластичность), то есть имеют набор свойств, к которым включены характеристики нескольких компонентов [6].

Керметы по природе керамической составляющей делят на:

оксидные (Al_2O_3 , Cr_2O_3 , SiO_2 , ZrO_2),

карбидные (SiC , Cr_3C_2 , TiC)

нитридные (TiN),

боридные (Cr_2B_2 , TiB_2 , ZrB_2),

керметы, состоящие на основе силицидов (MoSi) и иных тугоплавких соединений и др.

По использованию — жаропрочные, износоустойчивые, высокоогнеупорные, коррозионностойкие и др.

Характеристики керметов имеют зависимость от свойств наполнителя и матрицы, вдобавок от адгезии и объемного соотношения между ними. Неметаллические фазы в керметах дают им требуемые эксплуатационные свойства, потому что обладают ими в свободном состоянии. Обеспечивая изделиям необходимую прочность и пластичность, металлическая матрица в керметах соединяет твердые частицы в общий композиционный материал. В качестве металлических элементов применяют — Cr, Ni, Al, Fe, Co, Ti, Zr и сплавы, сделанные на их основе.

По применению и свойствам делятся на:

1. Высокотемпературные керметы, применяемые для создания арматуры электропечей, частей газовых турбин, в ракетной и реактивной технике и так далее. К данной группе керметов относятся, к примеру, материалы из $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Cr}$, $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ThO}_2\text{-Cr-Mo}$, $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-W-Cr}$ и большая группа керметов, которая изготавливается на основе карбида Ti, Ni, Co, Cr, Mo, W, Al и их сплавов;

2. Твердые износостойкие керметы, которые используют для изготовления деталей, работающих в узлах трения и в качестве режущих инструментов. К этим керметам относят материалы на базе карбидов и нитридов Ti, Te, Hf и др.;

3. Керметы для использования в особых областях техники:

- в атомных реакторах (тепловыделяющие элементы и др. детали из композиций UO_2 Al, MgO-Ni , $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Cr}$);

- в электронной и технике электротехнике (C-Cu для электродов, $\text{ThO}_2\text{-Mo}$ или $\text{ThO}_2\text{-W}$ для улучшения эмиссионной способности катодов и так далее.);

- в тормозных устройствах (некоторые фрикционные материалы,

которые содержат неметаллические и металлические компоненты - Cu, Fe, Ni, Co, Al₂O₃, SiO₂ и др.) [7].

Микроструктура керметов может являться керамической матрицей, внутри которой находятся металлические включения; металлической матрицей с изолированными между собой керамическими частицами; двумя равноправными каркасами (из керамики и металла) и набор равномерно перемешанных металлических и керамических частиц. В составе керметов содержание керамической фазы варьируется от 15 до 85% (по объёму). Металлические и керамические элементы не должны химически взаимодействовать с образованием соединений или растворяться при повышении температуры, это может привести композицию в однофазный материал.

На выбор определенной структуры влияет предназначение материала и технология его получения. Керметы получают методами порошковой металлургии — прессованием и твердофазным спеканием, жидкофазным спеканием, прокаткой, горячим прессованием, пропиткой, экструзией и другими методами. Элементы в составе керметов должны соответствовать специальным требованиям по термомеханической совместимости, химической стабильности и адгезии на границах фаз. Силу связи на межфазной границе возможно изменять в широких пределах при изготовлении керметов за счет возможности добавления в расплавленный металл адгезионно-активных компонентов [8].

1.6 Марки и свойства керметов

Керметы разделяют на несколько классов:

1. Соответственно, керметы (Al₂O₃ и металлическая связка до 10%).
2. Карбидно-оксидная керамика (Al₂O₃ и карбиды тугоплавких материалов).

Характерными особенностями этих классов являются теплостойкость и твердость (сравнимые с чистой минералокерамикой), а также повышенная в 1,5-3,0 раза прочность. В тоже время цена их значительно больше в сравнении с чистой керамикой, являющейся одним из самых дешевых инструментальных материалов.

Керметы, равно как и керамика, химически инертны к черным металлам. Наша страна успешно разработала керметы ВОК60, В3 и другие. На данный момент освоено изготовление и выпуск керамики ЛЦК20 (TiCN), которая легированна цирконием, на никель-молибденовой связке, кортинита и оксидно-нитридной минералокерамики ОНТ(20 ($Al_2O_3 + TiN$)). Значение твердости кортинита HRC 92-94, предела прочности при изгибе 650-750 МПа, при сжатии 2000-2500 МПа, значение теплопроводности составляет 30 Вт/м², модуль упругости равен 395 ГПа.

Множество марок керметов созданы рядом иностранных компаний. Фирма Carborundum в США производит пластинки из кермета, который содержит 89-93% Al_2O_3 и 7-11% металлической связки. Он обладает $\sigma_{и} = 300-600$ МПа и HRA 93-94. Еще один кермет этой компании, который назвали Cemented Carbide, обладает прочностью $\sigma_{и} = 550-700$ МПа. Карбидно-оксидная керамика, которая произведена в Америке содержит: 88,5% Al_2O_3 , 10,8% TiC, 0,4% WO_3 и 0,3% MgO. Она обладает следующим рядом характеристик: плотность равна 4,16 г/см³, $\sigma_{и} = 700$ МПа, $\sigma_{с} = 3150$ МПа, теплостойкость 1090°C, твердость = 92 HRA. Стоит отметить, что керметы имеют темный цвет, который отличает их от чистой керамики.

В Японии производятся квадратной и треугольной формы пластины из кермета ТК, который имеет следующие свойства: $\sigma_{и} = 500-7000$ МПа $\sigma_{с} = 3000-4000$ МПа, твердость = 92-93 HRA, теплостойкость 1200°C.

Огромное множество марок керметов были созданы в Германии. Карбидно-оксидные керамики С40 и Д25 включают в свой состав, соответственно, 25% ($Mo_2C + TiC$), 60 и 75% Al_2O_3 , 40% ($WC + Mo_2C$).

Кермет HC2OM состоит из 75% Al_2O_3 и 25% твердого раствора $TiC + WC + Mo_2C$. Он производится в виде треугольных, квадратных и ромбических пластин, они имеют длину стороны 12 мм и толщину 5-8 мм.

Проведение исследований показало, что керметы химически инертны к железу и углероду, а потому не подвергаются диффузионному износу. Нарост при обработке сталей керметами не возникает. Благодаря этому можно обеспечить более высокое качество в сравнении с обработкой твердым сплавом поверхности. Также увеличивается эффективность и стойкость инструмента. Как карбидно-оксидная керамика, так собственно и керметы имеют более низкую цену, чем твердые сплавы и быстрорежущие стали.

Как было сказано выше, керметы имеют малую склонность к диффузии, которая сочетается с низкой окисляемостью, эти свойства могут обеспечивать лучшее качество поверхности при использовании керметов на чистовых и финишных операциях, в сравнении с резанием твердыми сплавами с покрытиями. Отмеченные характеристики керметов могут обеспечить работу на более высоких скоростях резания, чем это могут позволить обычные твердые сплавы. Благодаря возможности расширить диапазон скоростей резания открываются новые возможности для улучшения операции обработки по следующим параметрам: износостойкость инструмента, качество обработанной поверхности, стружкообразование.

Как правило, керметы выпускаются в форме пластинок разных видов и могут предусматривать механическое крепление их к державкам. Вполне вероятно их эксплуатация по принципу неперетачиваемых пластинок. С точки зрения экономики, это более выгодно, потому что пластинка кермета имеет меньшую стоимость в сравнении с пластиной твердого сплава, собственно, поэтому цена отходов минимальна [9].

1.7 Керметы на основе боридов $M'_2M''B_2$

В керметах на основе боридов $M'_2M''B_2$ ключевыми фазами являются матрица-связка и соответственно борид $M'_2M''B_2$. M' и M'' являются металлами, которые, как правило, отбирают из Cr, Ti, Ta, Mo, W, V, Nb, Co и Hf. Твердый раствор на основе металла M'' обычно выступает в качестве связки. Наибольшую популярность обрели материалы с боридами Mo_2FeB_2 -Fe и Mo_2NiB_2 -Ni [10].

Диаграмма состояния системы Mo-Fe-B показана на рисунке 1.2. Как можно видеть, в работе [11] описано, что при температуре 1050°C вероятно наличие трех тройных боридов: Mo_2FeB_2 (упорядоченная фаза типа U_3Si_2), $Mo_{1-x}Fe_xB$, в которых содержится железо с концентрацией от 6 до 9 ат% при 50 ат.% бора, $Mo_{1+x}Fe_{2-x}B_4$ с концентрацией Mo от 13 до 25 ат.% Mo при 57 ат.% бора.

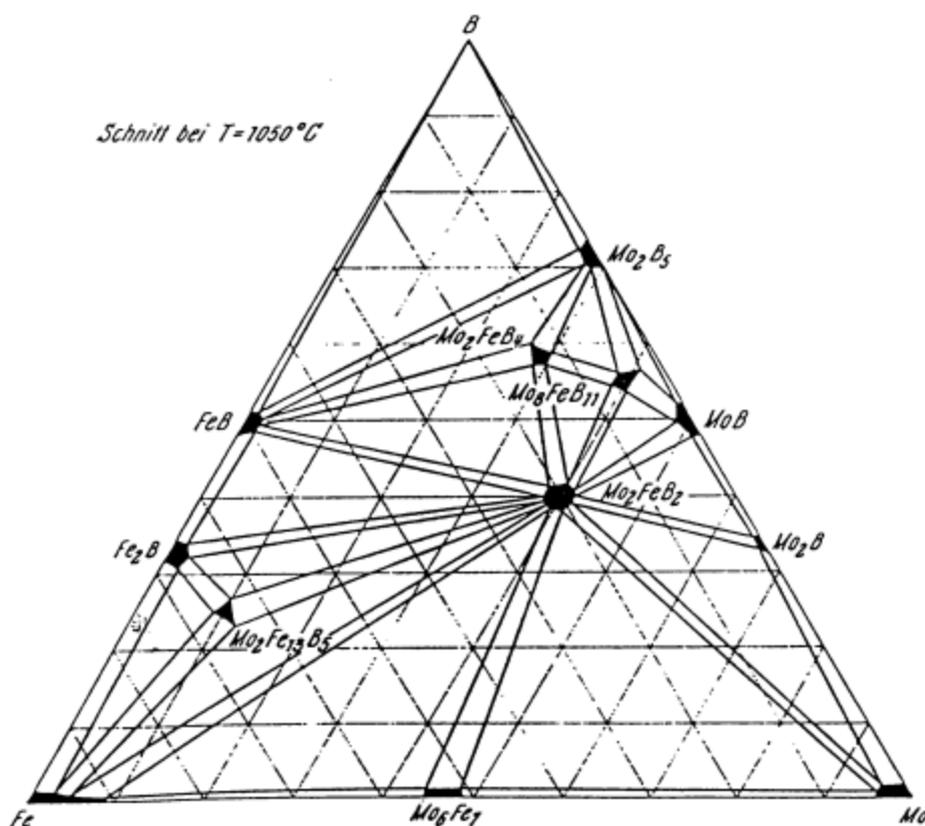
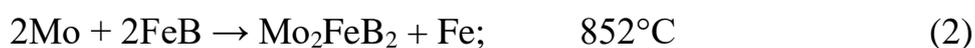


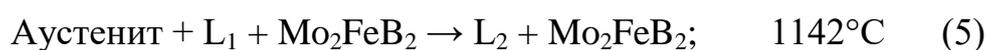
Рис. 1.2 Диаграмма состояния системы Mo-Fe-B при 1050°C [11]

Как уже отмечалось прежде, синтез керметов $\text{Mo}_2\text{FeB}_2\text{-Fe}$ протекает с поочередным развитием твердофазного и жидкофазного спекания при постепенном повышении температуры заготовки.

На графике дифференциального термического анализа, приведенного в работе [10] можно видеть, что в течении нагрева образца сплава Fe-6B-48Mo реализуется ряд реакций (Рис. 1.3). Методом рентгеноструктурного анализа было показано, что данные реакции реализуются в следующей последовательности:



Непосредственно спекание в присутствии жидкости осуществляется в два этапа:



1.7.1 Легирование и его влияние на структуру и механические свойства твердого сплава системы Mo-Fe-B

В статье [12] было установлено, как влияет бор на микроструктуру, механизм спекания и мех. свойства кермета Mo_2FeB_2 . Сказано, что температура, при которой начинается жидкофазное спекания для Mo_2FeB_2 ощутимо снижалась при увеличении содержания В (бора). По причине невысокой температуры жидкофазного спекания, первоначально

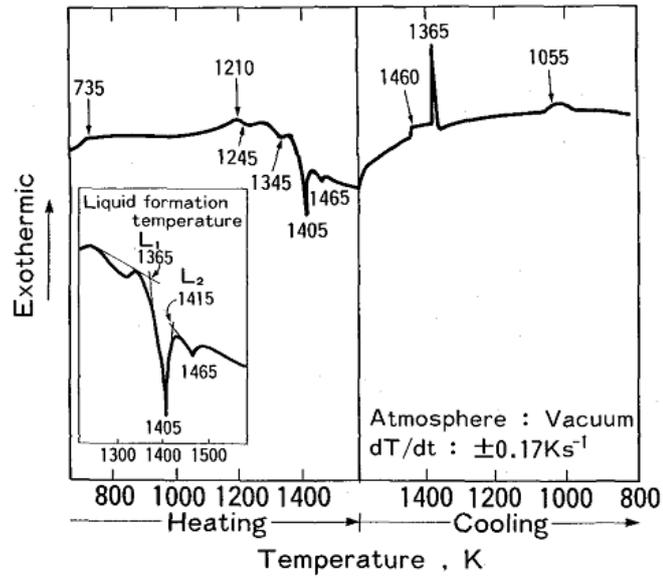


Рис. 1.3 Кривая дифференциального термического анализа для циклов нагрева и охлаждения сплава Fe-6B-48Mo [10]

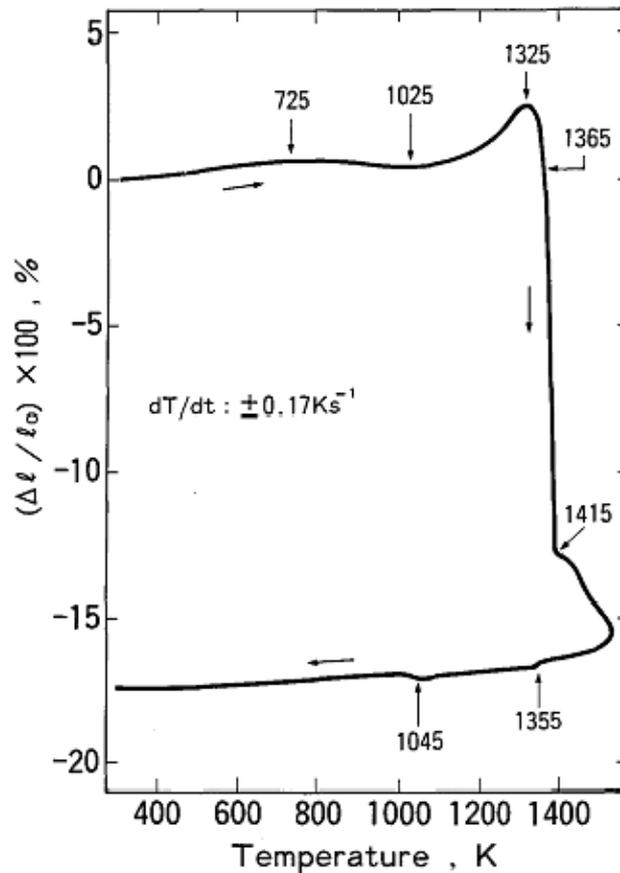


Рис. 1.4 Изменение размеров образца сплава Fe-6B-48Mo в процессе спекания [10]

образованная жидкая фаза поспособствовала лучшему смачиванию зерен Mo_2FeV_2 , что в свой черед способствовало образованию однородной структуры, характерной особенностью которой является более мелкое зерно и высокая плотность кермета на основе Mo_2FeV_2 . Но при легировании материала бором в размере более 1,98 вес.% наблюдалось не только выделение фазы Fe_2V , но и уменьшение плотности и однородности микроструктуры. Введение в материал бора положительно влияет на мех. свойства кермета. Так при легировании 1,32 и 1,98 вес.% В(бора) удалось достигнуть максимальных значений предела прочности на изгиб и твердости (2100 и 1400 МПа соответственно). Вдобавок, представленным материалам удалось показать высокую износостойкость.

В работе [13] приведены результаты исследования влияния марганца на фазовый состав и структуру кермета системы Mo-Fe-V. Было обнаружено, что введение в состав марганца положительно сказывается на смачиваемости кристаллов Mo_2FeV_2 жидкостью. Как следствие, уменьшаются пористость и средний размера кристаллов борида. При этом, согласно рентгенофазовому анализу, не выявляется образование каких-либо дополнительных интерметаллидов. Увеличение концентрации марганца приводит к росту предела прочности на изгиб. При легировании материала 5 вес.% марганца достигается максимальное значение твердости HRA ~ 90.7.

Помимо этого, введение в состав материала марганца способствует однородному распределению боридов в структуре [13]. При увеличении содержания марганца наблюдается рост механические свойств керметов системы Mo-Fe-V, что может быть связано с уменьшением среднего размера боридов и реализацией твердорастворного упрочнения. Что касается трибологических характеристик, то авторами работы было отмечено, что наилучшие трибологические характеристики проявляют керметы, содержащие 5 вес.% марганца. Как показали трибологические испытания, основным механизмом износа при сухом трении являлся абразивный износ,

сопровожающийся адгезионным износом и образованием на поверхности оксидных фаз.

На примере сплава Fe-5В-44.4Мо-хСо было проведено исследование влияния легирования кобальтом на фазовый состав и механические свойства керметов типа $\text{Mo}_2\text{FeB}_2\text{-Fe}$ [14]. Кобальт вводился в материал в количестве от 0 до 10 вес.%. Было показано, при содержании кобальта до 7.5 вес.% в материале обнаруживается выделение борида $\text{Mo}(\text{Fe},\text{Co})\text{B}$. При 10 вес.% Со борид Mo_2FeB_2 полностью заменяется на $\text{Mo}(\text{Fe},\text{Co})\text{B}$. Такое изменение фазового состава не могло не повлиять на механические свойства керметов (Рис. 1.5). До 5 вес.% Со твердость сохраняет значения порядка 83 HRA, дальнейшее увеличение содержания кобальта приводит к росту твердости до 87.5 HRA. При испытаниях на изгиб указанный выше материал показывает при 5 вес.% Со предел прочности 2000 МПа, который затем значительно падает с увеличением содержания кобальта.

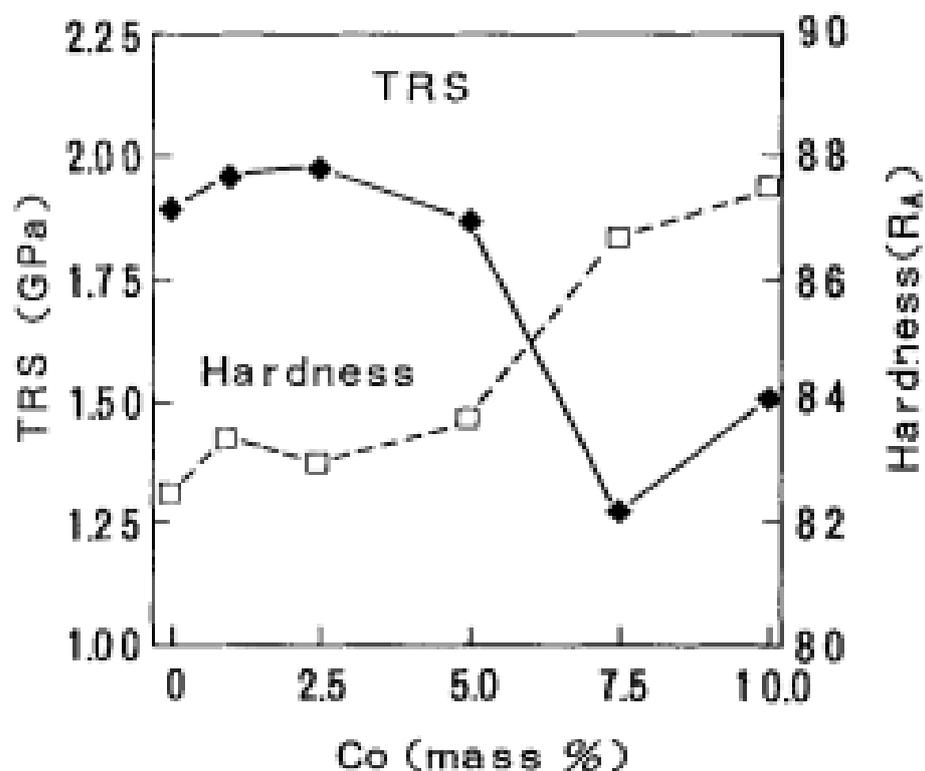


Рис. 1.5 Зависимость предела прочности на изгиб и твердости от содержания кобальта [14].

Влияния легирования ниобием и ванадием на микроструктуру и механические свойства кермета на основе системы $\text{Mo}_2\text{FeB}_2\text{-Fe}$, было проведено на примере серии сплавов с содержанием Nb/V в количестве 0-6 вес.% в работе [15]. Было обнаружено, что легирование ниобием приводит к уменьшению среднего размера боридов, которое сопровождается формированием большего количества пор по сравнению с материалом, не

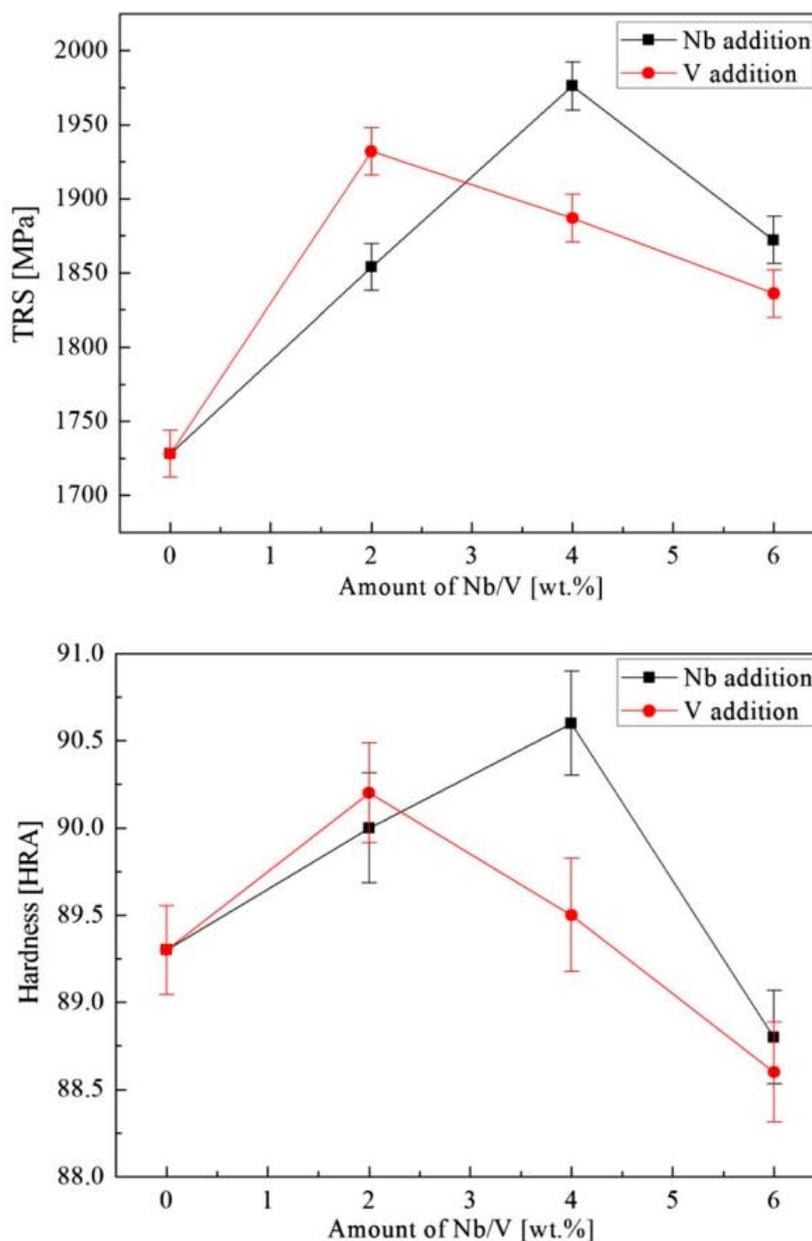


Рис. 1.6 Зависимость предела прочности на изгиб и твердости от содержания ниобия и ванадия [15].

содержащим ниобий. Легирование ванадием не сказывается на размере кристаллов боридов Mo_2FeV_2 , но, также как и легирование ниобием, приводит к росту пористости материала. Из рисунка 1.6 можно видеть, что увеличение концентрации ниобия и ванадия сначала приводят к росту значения твердости и предела прочности на изгиб, а затем к их снижению. Легированные 4 вес.% ниобием керметы показали наибольшую износостойкость при испытаниях в условиях сухого трения.

В работе [16] было обнаружено, что за счет улучшения свойств связки легирование никелем приводит к незначительному увеличению значений твердости и предела прочности на изгиб кермета системы $\text{Mo}_2\text{FeV}_2\text{-Fe}$.

Легирование хромом керметов системы Mo-Fe-V приводит к уменьшению среднего размера зерен боридов. В свою очередь данное изменение микроструктуры сказывается на показателях твердости и прочности на изгиб: наблюдается их рост [17]. Наибольшие значения TRS соответствуют содержанию хрома 10 вес.%.

Снижению температуры образования жидкой фазы способствует легирование кермета на основе борида Mo_2FeV_2 углеродом. Как следствие снижение температуры жидкофазного синтеза приводит к уменьшению среднего размера боридов [18]. Помимо этого, было отмечено, что увеличение концентрации углерода приводит к росту среднего размера пор и увеличению пористости материала в целом. Такие изменения в дефектности материала негативно сказывается на значениях предела прочности на изгиб. Изменение твердости немонотонно: наибольшее значение 90.4 HRA достигается при концентрации 0.5 вес.% C и практически не изменяется до значения 1.0 вес.% C.

1.7.2 Влияние условий спекания на структуру и механические свойства керметов на основе боридов Mo_2FeB_2 .

В настоящее время существует незначительное количество работ, посвященных рутинным исследованиям влияния условий получения заготовок для спекания и самого спекания на формирующуюся структуру и механические свойства керметов на основе системы $\text{Mo}_2\text{FeB}_2\text{-Fe}$.

На примере кермета состава $\text{Fe-48Mo-6.0B-2.9-2.5Cr-0.5C}$ (вес. %) было показано, что значение температуры жидкофазного спекания имеет незначительное влияние на плотность конечного материала [17, 18]. Практически беспористое состояние формируется уже при 1080°C . Рост температуры процесса жидкофазного спекания приводит к формированию однородной структуры, характеризующейся ростом ограненных вытянутых зерен боридов Mo_2FeB_2 . При достижении температуры 1320°C обнаруживается аномальный рост кристаллов боридов и с увеличением времени выдержки доля крупных ограненных зерен увеличивается. Наибольшие значения предела прочности на изгиб и трещиностойкости наблюдаются в состоянии, спеченном при 1250°C и временем выдержки 40 минут.

Анализ влияния атмосферы и режимов спекания на пористость кермета КН-С50В приведен в работе Г.С. Ападхайя и др. [19, 20]. Показано, что спекание в атмосфере водорода увеличивает пористость по сравнению со спеканием в условиях вакуума с 0,3 до 16,7 % и как следствие приводит к ухудшению механических свойств получаемых образцов. Так же было обнаружено, что снижение скорости спекания положительно сказывается на прочностных характеристиках кермета $\text{Mo}_2\text{FeB}_2\text{-Fe}$.

Постановка задачи исследования

Разработка и использование новых инструментальных материалов, отличающихся высокой эффективностью обработки, увеличенным ресурсом работы и увеличенной скоростью резания являются экономически целесообразными. Экономическая эффективность обусловлена снижением временных затрат на процесс обработки и замену операции шлифования на резание. Более того снижение затрат может быть достигнуто, если при производстве инструмента становится возможным использование более дешевого сырья при сохранении режущих свойств. В частности, к таким материалам относятся и керметы. Вследствие сочетания таких характеристик как высокая прочность, трещиностойкость и пониженная хрупкость керметы могут быть использованы для обработки довольно широкого спектра материалов: конструкционных сталей, чугунов, закаленных сталей и так далее.

Разработки новых инструментальных материалов с более высокими физико-механическими свойствами напрямую влияют на развитие технологий в области обработки резанием. Одними из перспективными являются керметы на основе системы Mo-Fe-V, в которых в качестве твердой фазы выступает борид Mo_2FeV_2 , а в качестве связки - аустенитная или ферритная матрица. Данные материалы обладают превосходным сочетанием коррозионной стойкости и механических свойств.

Как известно, работоспособность режущего инструмента, оснащенного керметом, определяется его структурными параметрами, трибологическими характеристиками и качеством соединения режущих пластин с корпусом инструмента. Несмотря на то, что история создания кермета типа Mo_2FeV_2 -Fe насчитывает несколько десятков лет, как можно видеть, в литературе нет данных о возможности его использования в качестве режущего инструмента в целом и условий получения качественных соединений «режущая пластина-корпус инструмента» в частности.

В связи с вышеизложенным в работе были поставлены следующие основные задачи:

1. Провести сравнительные исследования трибологических свойств кермета $\text{Mo}_2\text{FeV}_2\text{-Fe}$ и твердого сплава ВК8.
2. Исследовать возможность получения качественного напайного соединения между керметом на основе борида Mo_2FeV_2 и сталью.
3. Исследовать эволюцию структуры и механических свойств кермета $\text{Mo}_2\text{FeV}_2\text{-Fe}$ в процессе диффузионной напайки.

Глава 2 Материал и методики исследования

2.1 Материалы исследования

В таблице 2.1 отражена информация о составе кермета $\text{Mo}_2\text{FeB}_2\text{-Fe}$, который наплавлялся на подложку из стали 3. В качестве исходных компонентов для получения заготовок пластин использовались порошки молибдена, железа, никеля и карбида бора. Заготовки, полученные методом осевого прессования, спекались методом жидкофазного реакционного спекания в вакуумной печи при температуре 1330°C . Диффузионная напайка осуществлялась аналогично процессу диффузионной сварки при температуре 1300°C в вакуумной печи, то есть соединение кермета и подложки происходило за счет протекания диффузионных процессов.

Таблица 2.1

Элементный состав исследованного кермета системы $\text{Mo}_2\text{FeB}_2\text{-Fe}$

<i>Элемент</i>	<i>Содержание в вес.%</i>
<i>B</i>	<i>7</i>
<i>Mo</i>	<i>57</i>
<i>Fe</i>	<i>31</i>
<i>Ni</i>	<i>5</i>

2.2 Методика подготовки образцов к металлографическим исследованиям

Подготовка образцов для металлографических исследований осуществлялась следующим образом: шлифовка на дисках СТ10CW (абразив - карбид кремния) с постепенным уменьшением зернистости на шлифовально-полировальных станках LaboPol-5 фирмы Struers (Дания), механическая полировка на сукне с использованием алмазной суспензии с размером частиц от 9 до 1 мкм.

Техника безопасности на шлифовально-полировальном станке:

1. Работа выполняется под присмотром руководителя;
2. При работе с шлифовально-полировальным станком следует соблюдать меры безопасности, соответствующие мерам, принимаемым при эксплуатации электроустановок напряжением до 1000 В.;
3. Перед началом работы необходимо убедиться в исправности станка, путем предварительного включения, проверить исправность водоснабжения;
4. По окончании работы очистить рабочее место, отключить электроэнергию.

2.3 Методика исследования структуры

Исследование микроструктуры проводилось методом растровой электронной микроскопии (РЭМ). Этот метод использует энергетическое и пространственное распределение электронов, эмитированных из приповерхностного слоя материала образца под воздействием сфокусированного электронного пучка. В растровом электронном микроскопе (РЭМ) регистрируются отраженные электроны первичного пучка и вторичные электроны, благодаря этому, создается изображение структуры поверхности.

Исследование микроструктуры соединения кермета (Mo_2FeB_2) со сталью 3 проводилось методом РЭМ на приборе Quanta 600 FEG. Съёмку проводили в режиме обратно-рассеянных электронов при ускоряющем напряжении 30 кВ [21].

Техника безопасности при работе на электронном микроскопе:

1. Работа студента проводится под присмотром персонала, имеющего право работать на установках с ионизирующим облучением;
2. При работе с микроскопом следует помнить, что применяемые в нем напряжения являются опасными для жизни. Схема и конструкция прибора предусматривают защиту оператора от попадания под высокое напряжение и

рентгеновское излучение. Необходимо соблюдать температурный режим в помещении, а также контролировать влажность воздуха;

3. При работе на микроскопах необходимо соблюдать правила электробезопасности и требования по обеспечению безопасности на рабочих местах ГОСТ 12.2.061. Рабочие места должны быть аттестованы по условиям труда в соответствии с требованиями трудового законодательства.

2.4 Методика исследования трибологических свойств

Испытания проводились на Трибометре «CSM Instruments». Он служит для определения коэффициента трения, времени жизни покрытий и изучения износа твердых материалов в зависимости от времени, контактного давления, скорости, температуры, влажности и наличия смазки.

Параметры испытания:

Путь трения $L=1000$ м. Скорость $V=12$ см/с. Нагрузка $P=5$ Н. Контртело-корундовый шарик (Al_2O_3) диаметром= 6мм. Температура= 600; 800 С, Радиус дорожки трения = 2,03

Принцип измерений:

Мы разместили прибор на столе с минимумом вибраций, задали параметры испытания.

1. Сферический индентор опускается с точно измеренной нагрузкой на хорошо отполированный исследуемый образец.
2. Штифт или шар монтируется на гибкой балке, сконструированной для передачи усилия без трения на датчик силы.
3. Задается определенная температура, которая не изменяется до конца испытания.
4. При вращении диска (образца) результирующая сила трения, действующая между штифтом и диском, измеряется по минимальным отклонениям балки при помощи LVDT датчика (измерительный преобразователь линейных перемещений)

5. На протяжении 1000 м через каждые 0.02 м прибор измеряет коэффициент трения, в конце эксперимента выдает значения $\mu_{\text{ср}}$ -среднее значение коэффициента трения, $\mu_{\text{мин}}$ -минимальный коэффициент трения, $\mu_{\text{мах}}$ - максимальный коэффициент трения, $\mu_{\text{нач}}$ - начальный коэффициент трения. Коэффициент износа для штифта и образца вычисляется из объема материала, потерянного в результате управляемого трения и износа.

Этот простой метод облегчает определение и исследование трения и поведения при износе почти любой комбинации твердых материалов в зависимости от времени, давления при контакте, влажности, температуры, наличия смазочных материалов и т.п.

Техника безопасности при работе с трибометром:

1. Работа студента проводится под присмотром персонала, имеющего право на трибометре;
2. При работе с трибометром следует соблюдать меры безопасности, соответствующие мерам, принимаемым при эксплуатации электроустановок напряжением до 1000 В.

2.5 Методика измерения твердости

При измерении твердости по Роквеллу индентором является алмазный конус с углом при вершине 120° и радиусом закругления 0,2 мм. Надежно устанавливаем образец, предварительно отполированный, на подставку прибора. Сначала индентор вдавливаются в поверхность образца на глубину h_0 предварительной нагрузкой P_0 , которая не снимается до конца испытаний (Рисунок 2.1). Затем к предварительной нагрузке P_0 добавляется основная P_1 , и глубина вдавливания увеличивается. В результате общая нагрузка составит $P=P_0+P_1$. Окончательная глубина вдавливания h определяется после снятия основной нагрузки (Рисунок 2.1) [22].

Испытания на твердость выполнялись на твердомере при нагрузке 60 кг.

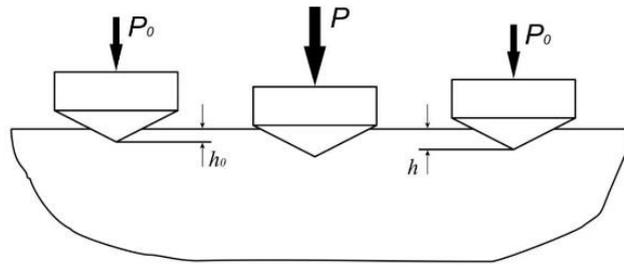


Рис. 2.1 Метод определения твердости по Роквеллу [22]

Техника безопасности при работе с твердомером:

1. При работе с твердомером следует соблюдать меры безопасности, соответствующие мерам, принимаемым при эксплуатации электроустановок напряжением до 1000 В;
2. При использовании твердомера оператор до и после испытания должен соблюдать правила эксплуатации и калибровки прибора со стандартным блоком. Для стабильной работы прибора в случае редкого использования твердомера, необходимо провести несколько измерений, которые не учитываются в результатах. И только после этого проводить рабочие замеры;
3. Следует проводить замеры только на рабочей плоскости;
4. С периодичностью в год необходимо проводить осмотр и калибровку прибора.

2.6 Методика определения трещиностойкости

Для определения трещиностойкости исследуемых материалов был использован метод Палмквиста. Для этого на полированной поверхности были сделаны 7 отпечатков пирамидкой Виккерса под нагрузкой 60 кгс. Расстояние между отпечатками составляло 1 мм, чтобы избежать перекрытия трещин. Длина трещин (L) измерялась с помощью светового оптического микроскопа (Olympus GX71). коэффициент интенсивности напряжений оценивался согласно соотношению:

$$K_{Ic}=A \cdot H^{0.5} \cdot (P/\Sigma L)^{0.5} \quad (1)$$

где H - это твердость в ($\text{Н}/\text{мм}^2$), P - это приложенная нагрузка в (Н), ΣL - это сумма длин трещин в (мм), A - это константа со значением 0.0028 [23].

Техника безопасности при работе с оптическим микроскопом:

1. При работе с микроскопом с осветителем следует соблюдать меры безопасности, соответствующие мерам, принимаемым при эксплуатации электроустановок напряжением до 1000 В;
2. После работы на микроскопе с осветителем необходимо отключить его от сети;
3. Не рекомендуется оставлять без присмотра включенный в сеть микроскоп.

2.7 Методика проведения рентгенофазового анализа

Рентгенофазовый анализ (РФА) выполнялся на дифрактометре ARL X'TRA на $\text{Cu-K}\alpha$ излучении в режиме фокусировки Брегга-Брентано. В диапазоне углов $2\theta=20\div 100^\circ$. Количественный фазовый анализ осуществлялся с использованием программного обеспечения PowderCell 2.4 и базы данных Национального института материаловедения Японии.

Перед проведением исследований был пройден инструктаж по охране труда при работе на рентгеновском дифрактометре ARL X'TRA.

Техника безопасности при работе с рентгеновским дифрактометром:

1. Работа студента проводится под присмотром персонала, имеющего право работать на установках с ионизирующим облучением;
2. Должна быть организована защита от действия на организм радиации;
3. Должна быть организована защита от поражения высоким напряжением;
4. Должна быть организована необходимая вентиляция помещения.

2.8 Определение среднего размера боридов по методу случайных секущих

Чтобы определить средний размер частиц твердой фазы был использован метод измерения отрезков, соответствующих области расположения частиц боридов, которые лежат на прямой, проведенной случайным образом на изображении микроструктуры кермета. Количество проведенных измерений варьировалось в пределах от 100 до 200 измерений.

Техника безопасности при работе за компьютером:

1. Запрещается работать за компьютером при наличии внешних повреждений корпуса или изоляции силовых кабелей. В этом случае необходима замена кабелей;
2. При работе за компьютером не следует включать его в розетки без заземления. Розетки и вилки должны быть цельными, без повреждений;
3. Влажность воздуха в помещении должна соответствовать норме. Не рекомендуется включать компьютер в помещении с высокой влажностью;
4. Провода и силовые кабеля компьютера должны быть расположены так, чтобы не было возможности наступить на них или поставить что-то тяжелое;
5. При включенном компьютере не следует открывать корпус системного блока.

Глава 3 Результаты исследования и их обсуждение

3.1 Исходная микроструктура кермета системы Mo-Fe-B в спеченном состоянии

Согласно рентгенофазовому анализу, фазовый состав кермета системы Mo-Fe-B в состоянии после жидкофазного спекания (далее данное состояние будет обозначаться как исходное) представлен тройным боридом Mo_2FeB_2 и связкой на основе ГЦК-Fe (Рисунок 3.1). На рисунке 3.2 приведено изображение микроструктуры кермета в исходном состоянии. Светлая фаза (частицы округлой и ограненной формы), согласно данным энергодисперсионного анализа, соответствует бориду Mo_2FeB_2 (Рисунок 3.3), темная области – твердый раствор на основе аустенита (Рисунок 3.4). Анализ микроструктуры показал, что средний размер боридов в исходном состоянии составляет $1,5 \pm 0,2$ мкм (Рисунок 3.5).

Так же из изображения микроструктуры (Рисунок 3.6) можно видеть, что в процессе жидкофазного спекания произошло образование областей свободных от частиц боридов (в англоязычной литературе встречается термин «liquid lake», что в переводе означает озера жидкости [10]). Образование данных элементов микроструктуры при спекании связано с заполнением пор жидкостью в тот момент, когда достигается критическое значение для соотношения $D_{\text{ср}}/d_{\text{п}}$, где D – средний размер частиц боридов, $d_{\text{п}}$ – размер поры. Поскольку рост частиц боридов занимает некоторое время, то можно утверждать, что заполнение пор происходит постепенно с переходом от мелких к более крупным. Так же можно отметить, что затраченного на спекание времени было достаточно для достижения необходимых размеров боридов и получения беспористой структуры.

Твердость по Роквеллу для данного состояния составляет 89 HRA. Оценка трещиностойкости методом Палмквиста показала, что коэффициент интенсивности напряжений $K_{Ic} \sim 15 \text{ МНм}^{3/2}$.

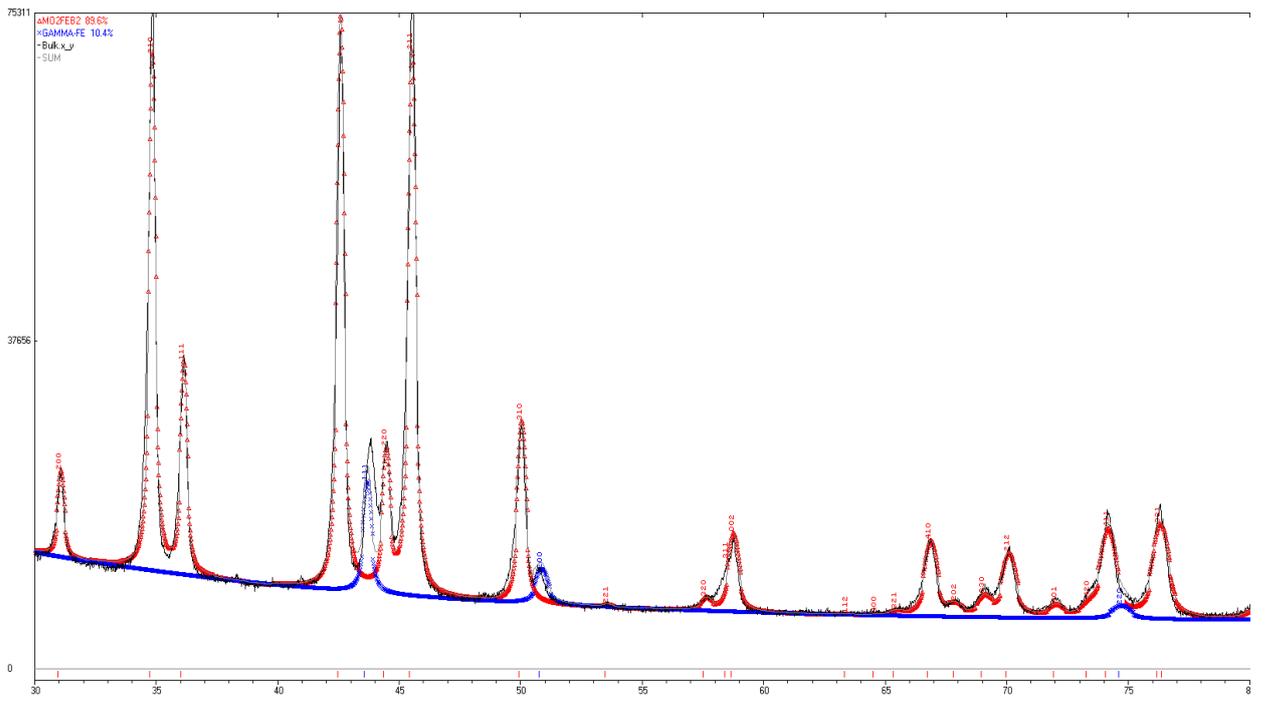


Рис. 3.1 Рентгенограмма кермета системы Мо-Fe-V

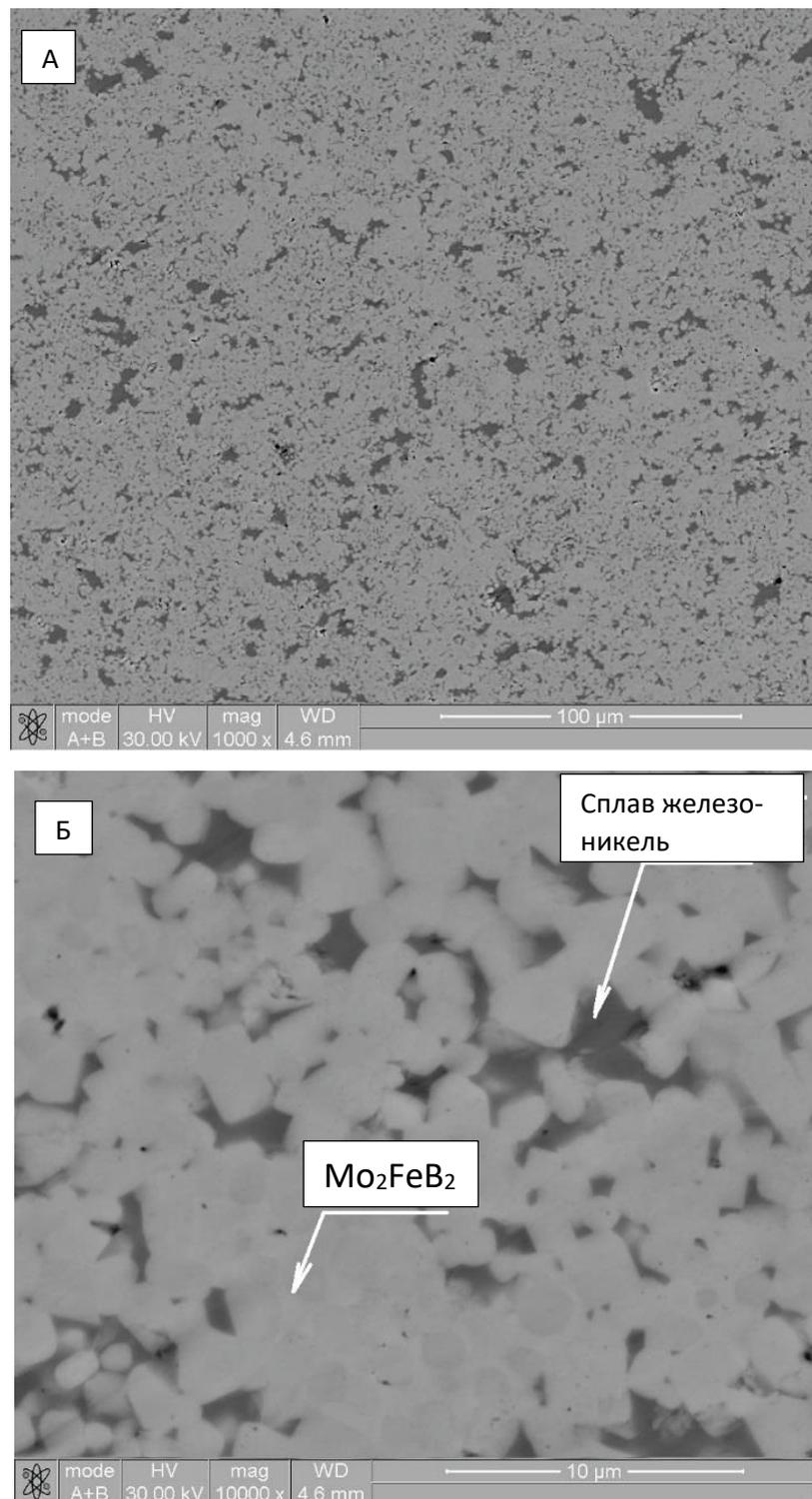


Рис. 3.2 Микроструктура кермета Mo₂FeB₂-Fe

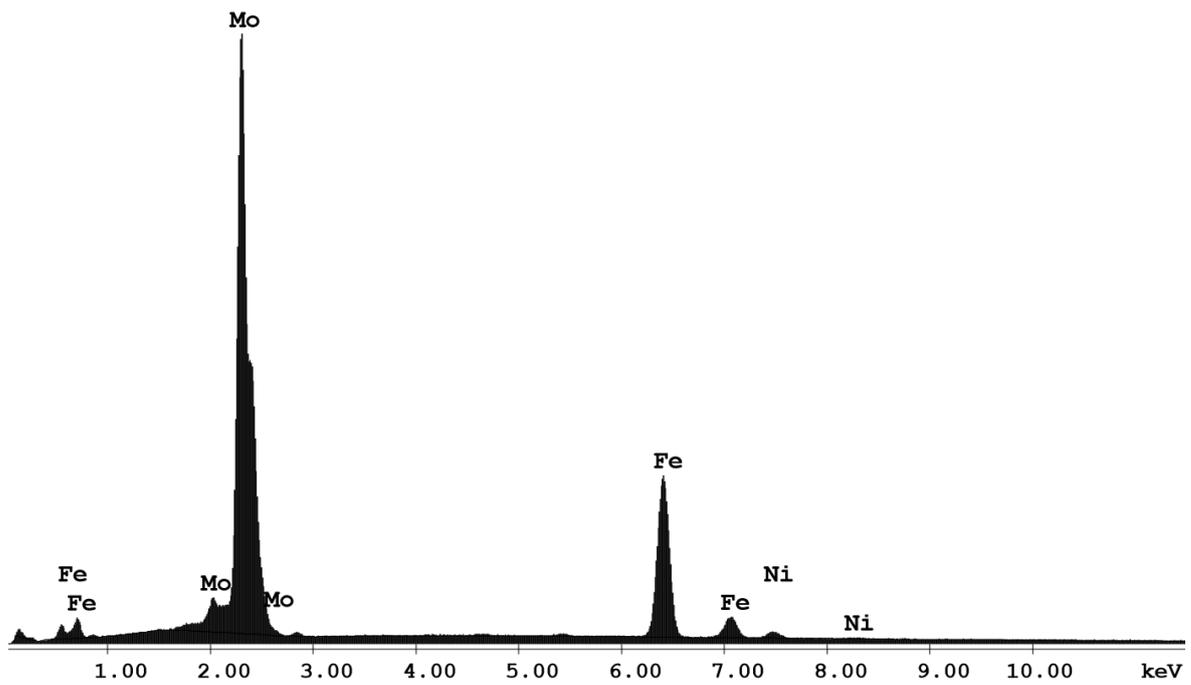


Рис. 3.3 Энергодисперсионный спектр, соответствующий частицам борида Mo_2FeB_2

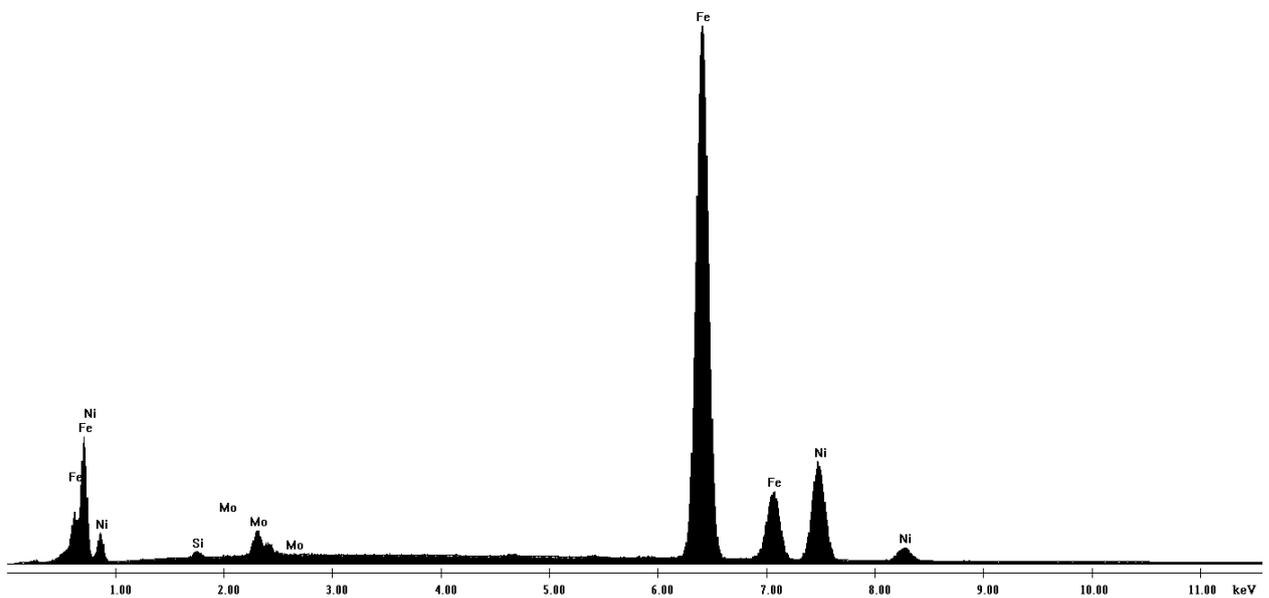


Рис. 3.4 Энергодисперсионный спектр, соответствующий связке

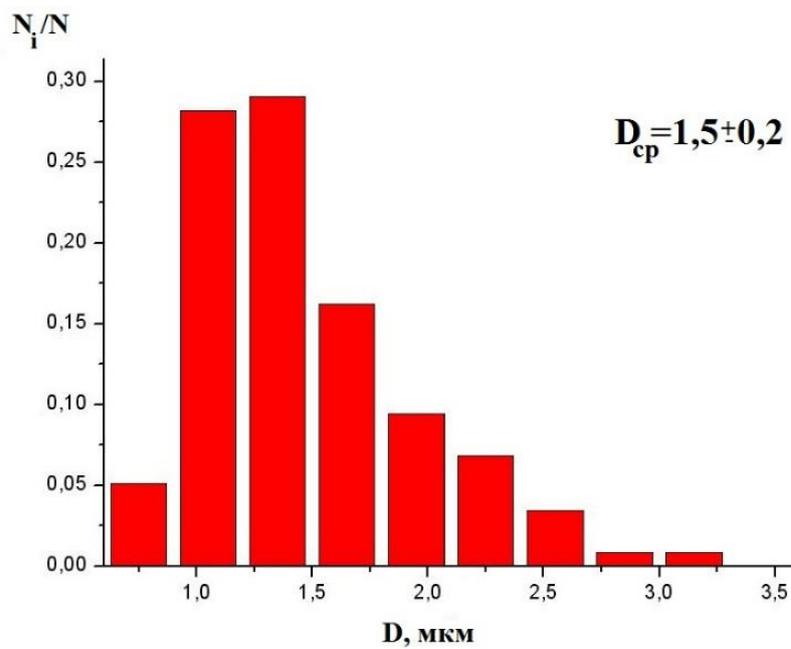
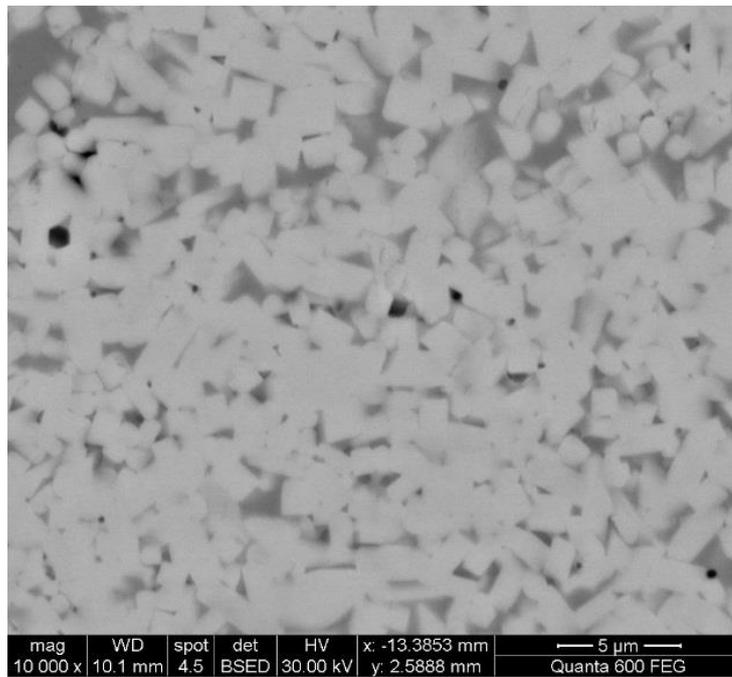


Рис. 3.5 Микроструктура кермета системы $\text{Mo}_2\text{FeB}_2\text{-Fe}$ и гистограмма частиц боридов в исходном состоянии

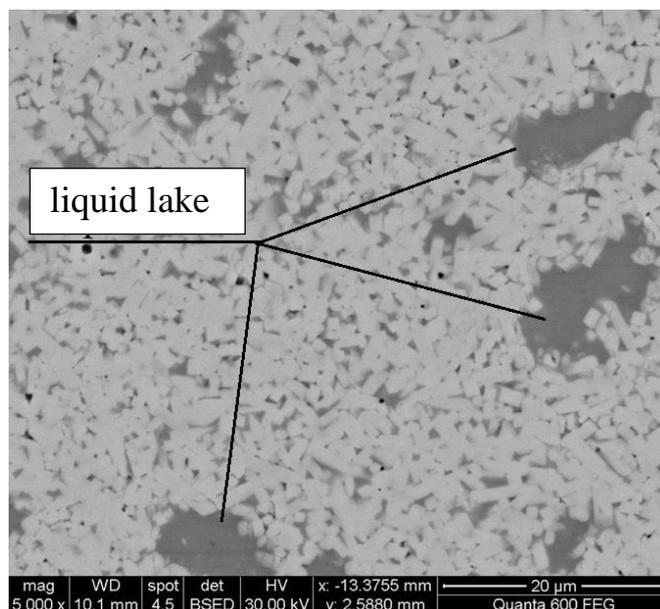


Рис. 3.6 Микроструктура кермета системы $\text{Mo}_2\text{FeV}_2\text{-Fe}$, на которой видны области свободные от частиц боридов (liquid lake)

3.2 Сравнительные исследования трибологических свойства кермета Mo_2FeV_2 и твердого сплава ВК8

Для сравнения трибологические испытания проводились не только для кермета системы $\text{Mo}_2\text{FeV}_2\text{-Fe}$, но и для твердого сплава ВК8 на основе карбида вольфрама при температурах 600°C и 800°C . В ходе испытаний оба образца претерпели окисление. В таблице 1 представлены значения среднего ($\mu_{\text{ср}}$), начального ($\mu_{\text{нач}}$), минимального ($\mu_{\text{мин}}$) и максимального ($\mu_{\text{мах}}$) коэффициентов трения в зависимости от температуры испытания. При температуре $T=600^\circ\text{C}$ значение среднего коэффициента трения для Mo_2FeV_2 составляет 0,72, для ВК8 - 0,67 (Таблица 3.1). При температуре $T=800^\circ\text{C}$ оба материала показали незначительную разницу в значениях среднего коэффициента трения: для Mo_2FeV_2 он составил 0,67, для ВК - 0,55 (Таблица 3.1). Таким образом нельзя сделать вывод, о том, что при температуре 600°C какой-либо из представленных образцов отличается лучшими трибологическими свойствами, оба материала имеют схожую износостойкость. Тем не менее следует отметить, что на графиках зависимости коэффициента трения от пути,

(Рисунок 3.7; 3.8) что кривая ВК8 идет ниже по сравнению с соответствующей кривой кермета $\text{Mo}_2\text{FeB}_2\text{-Fe}$.

Таблица 3.1

Влияние температуры на коэффициент трения

Образец	T, °C	$\mu_{\text{ср}}$	$\mu_{\text{нач}}$	$\mu_{\text{мин}}$	$\mu_{\text{мах}}$
ВК8	600	0,67	0,322	0,322	0,789
$\text{Mo}_2\text{FeB}_2\text{-Fe}$	600	0,72	0,676	0,571	0,815
ВК8	800	0,55	0,562	0,453	0,650
$\text{Mo}_2\text{FeB}_2\text{-Fe}$	800	0,67	0,67	0,467	0,955

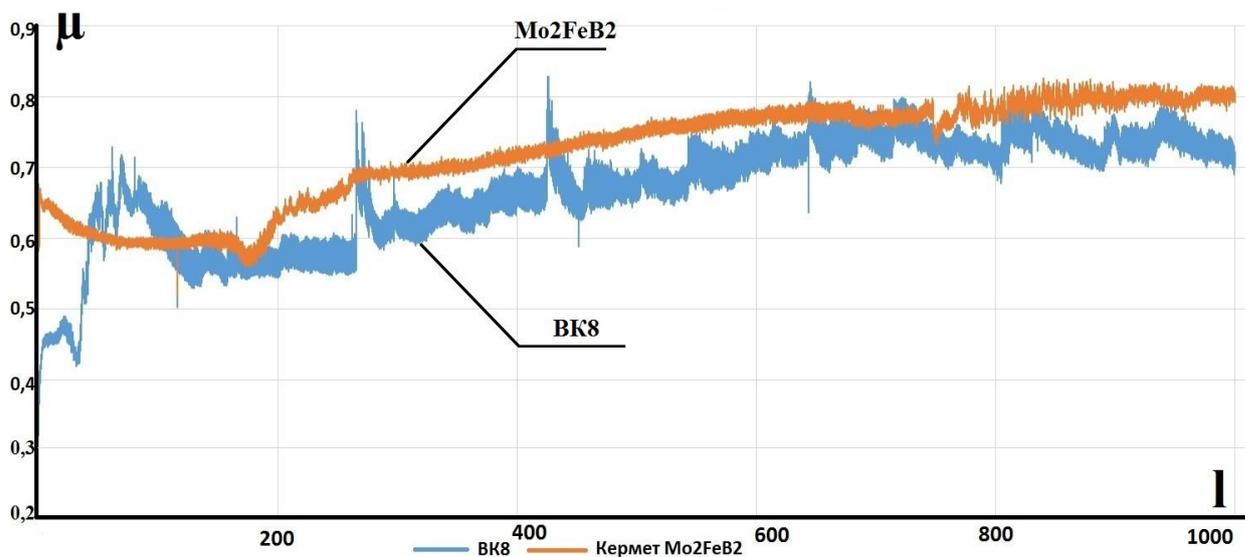


Рис. 3.7 График зависимости коэффициента трения от пути для Mo_2FeB_2 (оранжевый) и ВК8 (синий) при 600 °C

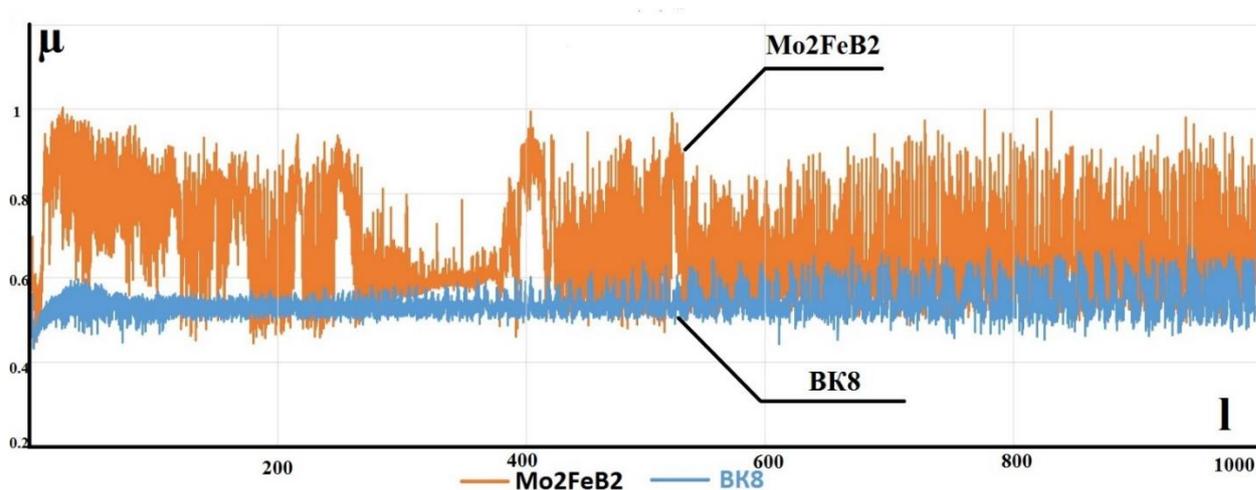


Рис. 3.8 График зависимости коэффициента трения от пути для Mo₂FeB₂ (оранжевый) и ВК8 (синий) при 800°C

При температуре 800°C как у исследованного кермета, так и у твердого сплава ВК8 наблюдается снижение коэффициента трения по сравнению с соответствующей величиной, полученной при испытаниях, проведенных при 600°C. Вероятной причиной такого поведения является формирование оксидов на поверхности обоих образцов. Можно предположить, что в ходе испытания образовывались гидраты окислов (например, у Mo₂FeB₂ - это борная кислота), и, следовательно, появлялась жидкая прослойка, которая выступала в качестве смазки. С повышением температур, как правило, окисление поверхности проходит более интенсивно и уменьшение коэффициента трения с повышением температуры может быть связано с увеличением объема смазки в месте контакта образца и контртела. Разница между средними значениями коэффициентов трения для обоих материалов при температуре испытания 800 °C также незначительна и составляет 0,12 (Таблица 3.1, Рисунок 3.8), но как при T=600°C, так и при T=800 кривая зависимости пути от коэффициента трения для ВК8 идет ниже. Следовательно, можно сказать, что оба образца имеют схожую износостойкость, но ВК немного превосходит Mo₂FeB₂.

Этапы изнашивания

Первый этап изнашивания материалов - это этап приработки, на данном этапе коэффициент трения может как понижаться, так и повышаться. Этап

приработки заканчивается в тот момент, когда коэффициент трения остается стабильным на протяжении долгого времени. Чем меньше первый этап, тем лучше износостойкость образца. Можно заметить, что у кермета на первом этапе наблюдается понижение, а у ВК8 повышение коэффициента трения. Этап приработки для Mo_2FeB_2 заканчивается через 250 метров (Рисунок 3.9, а). Этап приработки ВК8 заканчивается быстрее, в районе 180 метров (Рисунок 3.9, б). Следовательно, можно сказать, что ВК8 при 600°C показывает лучшие трибологические характеристики. Так же следует отметить, что в данных условиях испытания не происходит катастрофический износ, следовательно, третьего этапа, включающего в себя разрушение, не наблюдается.

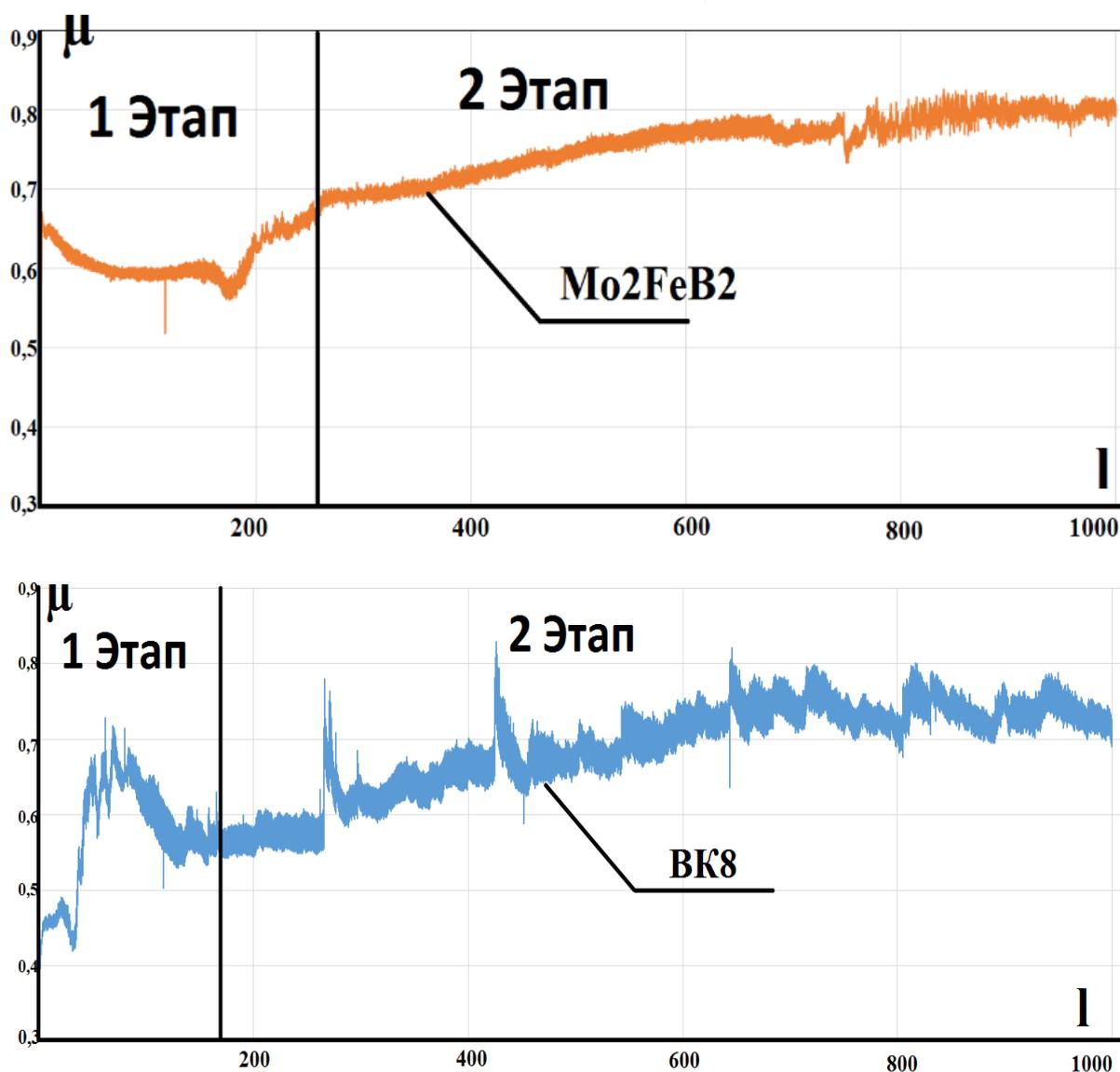


Рис. 3.9 Этапы изнашивания Mo_2FeB_2 (а) и ВК8 (б) при 600°C

3.3 Исследование структуры шлифа напайного соединения Mo_2FeB_2 со сталью

Поскольку напайка происходила при температуре 1300°C , а температура начала образования жидкой фазы для керметов системы $\text{Mo}_2\text{FeB}_2\text{-Fe}$ порядка 1100°C , то в месте контакта со сталью произошло образование жидкости, которая смочила и притянула образец к подложке таким образом сыграв роль припоя (Рисунок 3.10).

В результате протекания данного процесса получился достаточно хороший бездефектный контакт кермет-сталь (Рисунок 3.12). В месте контакта сформировался переходный слой, элементный состав и энергодисперсионный спектр которого приведены в таблице 3.2 и на рисунке 3.11. В переходном слое наблюдается выделение вторичных дисперсных частиц (Рисунок 3.12), яркое свечение которых свидетельствует о содержании более тяжелых по сравнению с матрицей элементов. Основываясь на данных энергодисперсионного анализа и литературных источников, можно сделать предположение, что эти частицы могут быть молибденсодержащими карбидами, либо боридами [24].

Как можно видеть из карт распределения элементов, в процессе диффузионной напайки имел место процесс жидкометаллического смачивания. Это явление проявляется в заполнении расплавом границ зерен (Рисунок 3.13) в направлении от кермета в подложку. На картах распределения элементов можно видеть, что в результате диффузии через жидкую фазу произошел перенос в границу зерна таких элементов как Mo и Ni.

Измерение твердости в области расположения напайного соединения (Рисунок 3.14) показало, что ее значения непрерывно падают по мере приближения к границе контакта кермет-сталь. Снижение твердости связано с протеканием сразу нескольких процессов. В непосредственной близости от

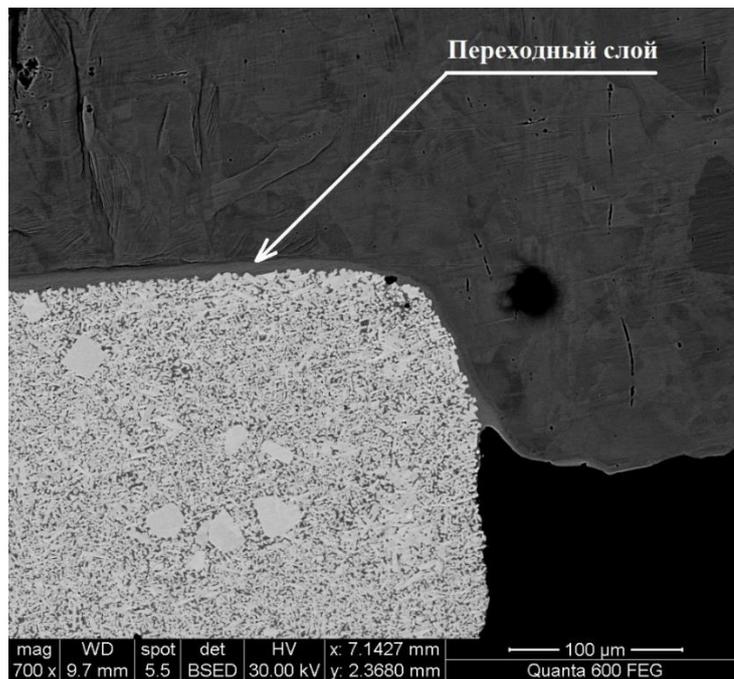


Рис. 3.10 Шов напайного соединения

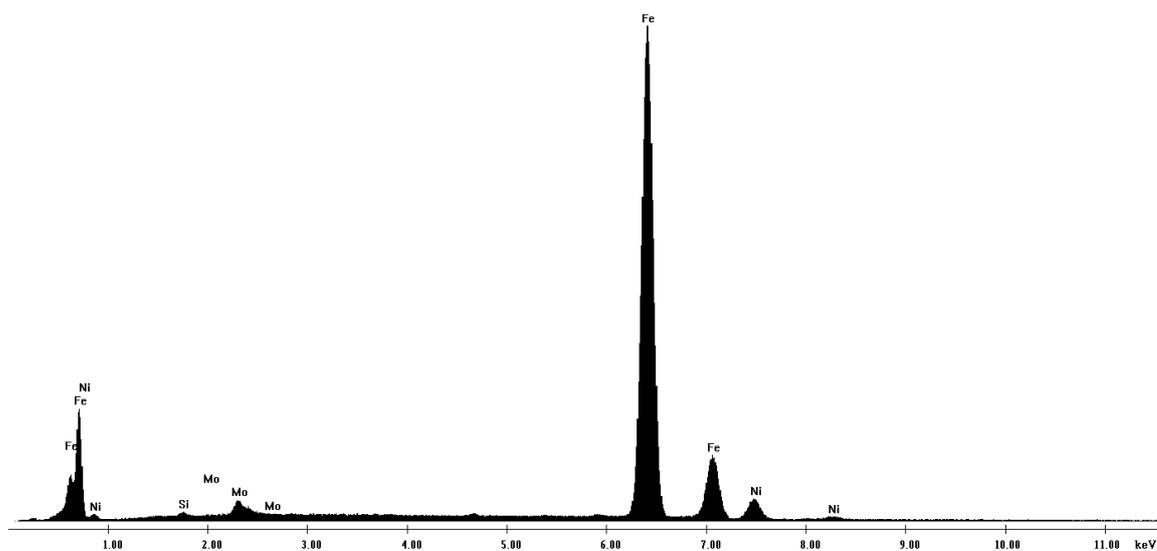


Рис. 3.11 Энергодисперсионный спектр, соответствующий области переходного слоя.

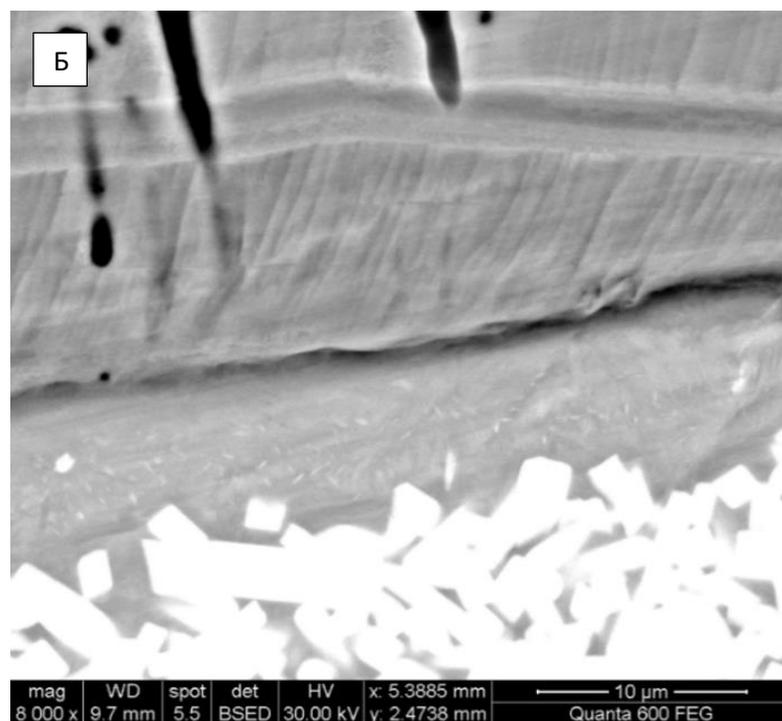
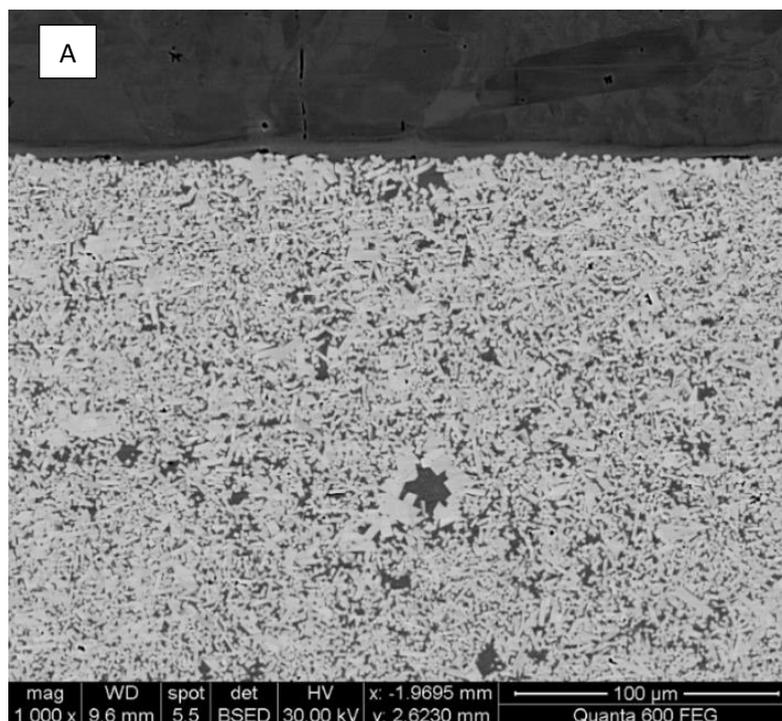


Рис. 3.12 Шов напайного соединения при различных увеличениях

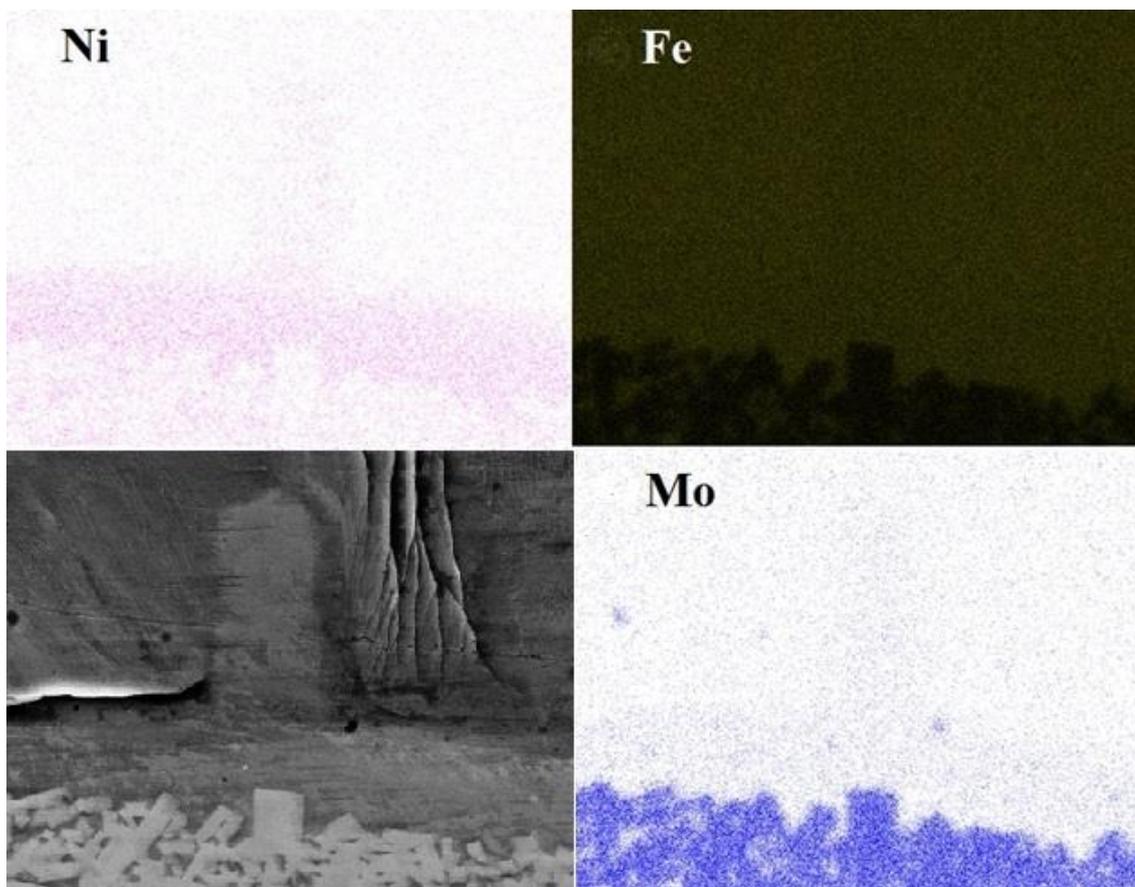


Рис. 3.13 Изображение напайного соединения и карты распределения элементов в нем. Область протекания процесса жидкометаллического смачивания.

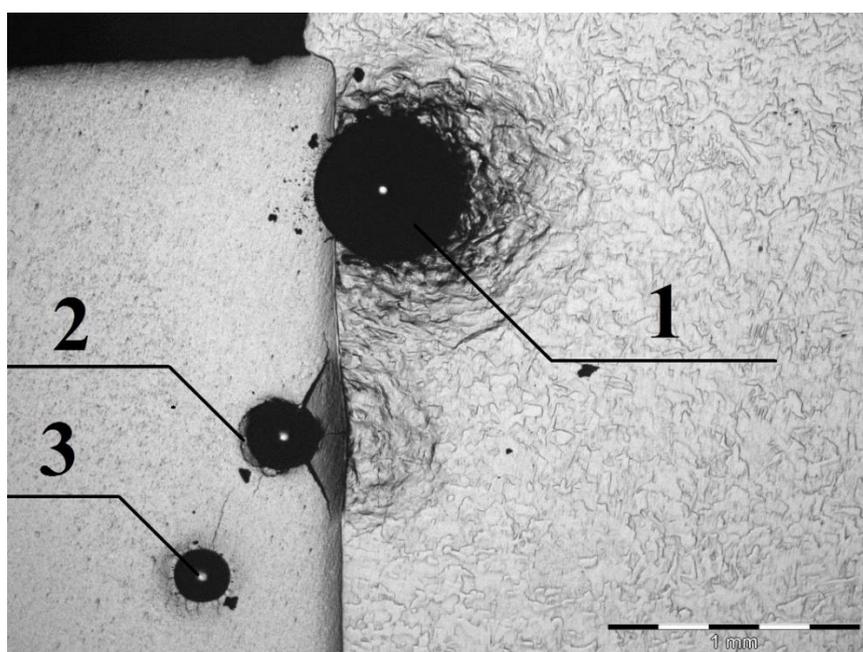


Рис. 3.14 Отпечатки индентора после проведения испытания на твердость методом Роквелла

места контакта при вдавливании индентора (отпечаток 2, рисунок 3.14) имеет место разрушение кермета. Как в случае границы «материал-покрытие» пластическая деформация зарождается вдоль границы контакта и развивается существенно неоднородно [25]. Полоса деформации преимущественно растет перпендикулярно направлению растяжения, что приводит к формированию треугольной области пластически деформированного материала (пластические навалы вблизи места вдавливания кермета в сталь), которая распространяется вглубь стали. Вследствие этого вдавливание индентора не привело к отслоению кермета от стали. Но в результате несовместности деформации происходит образование трещины на границе контакта сталь-кермет и ее распространение вглубь кермета (Рисунок 3.16).

На расстоянии ~ 750 мкм твердость еще не достигает значений, соответствующих объему кермета. Связано это с тем, что, во-первых, имеет место рост кристаллов боридов. Анализ микроструктуры показал (Рисунки 3.17 и 3.18), что вблизи соединения наблюдается больший их рост по сравнению с объемом. Причиной этого является то, что в области контакта кермет-сталь в процессе напайки образовалась жидкая фаза, в которой как известно происходит ускорение диффузии атомов по сравнению с твердой фазой. То есть вследствие ускорения процесса переноса атомов, входящих в состав боридов, наблюдается более интенсивный рост последних. Во-вторых, вследствие диффузии атомов никеля и молибдена в область переходного слоя, снижается эффективность твердорастворного упрочнения связки [26].

Изменение микроструктуры не приводит к существенным изменениям твердости и трещиностойкости кермета. Твердость снижается с 89 до 88 НРА, что, впрочем, находится в пределах ошибки метода измерения. Коэффициент интенсивности напряжения также незначительно снижается с $\sim 15,1$ до ~ 14 МНм^{-3/2}.

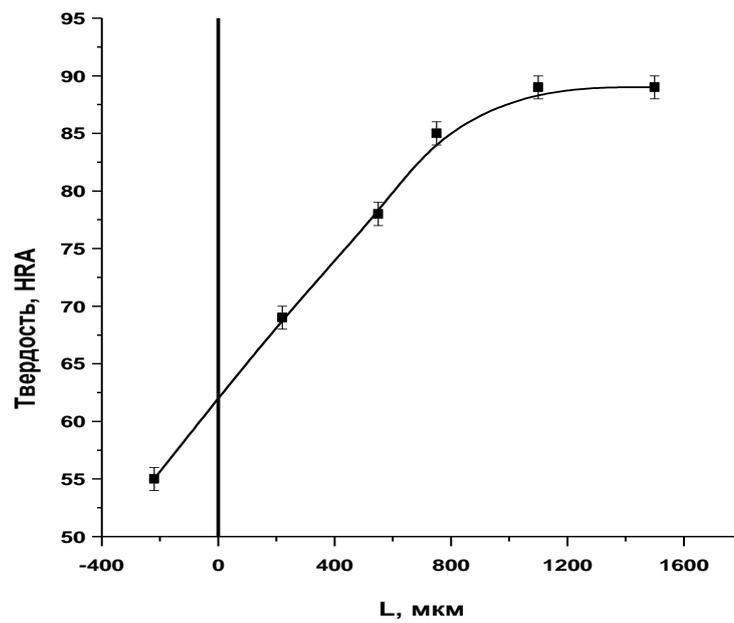


Рис. 3.15 Изменение твердости в зависимости от расстояния от места контакта кермет-сталь. Линией отмечена граница между сталью и керметом.

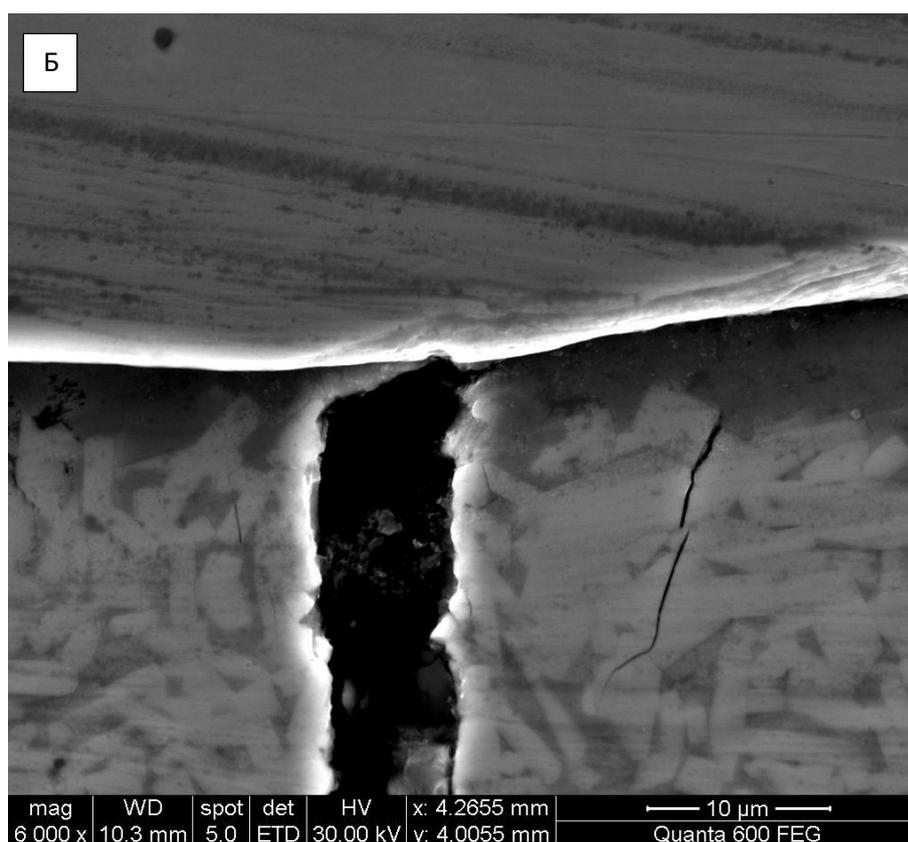
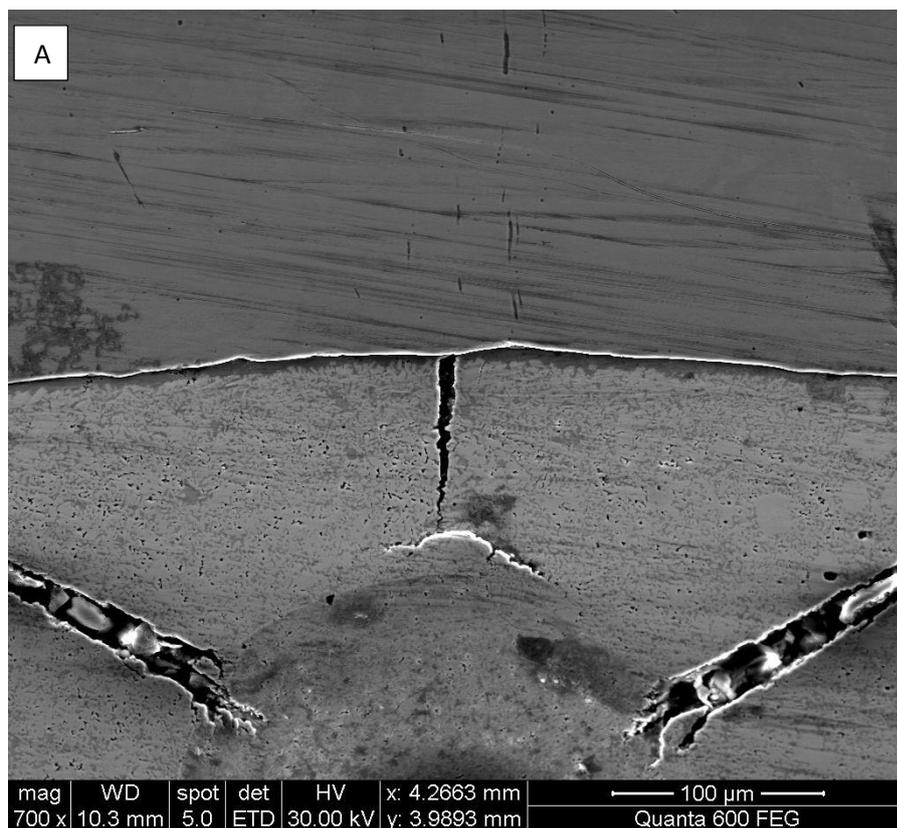


Рис. 3.16 Распространение трещин в области вдавливания индентора

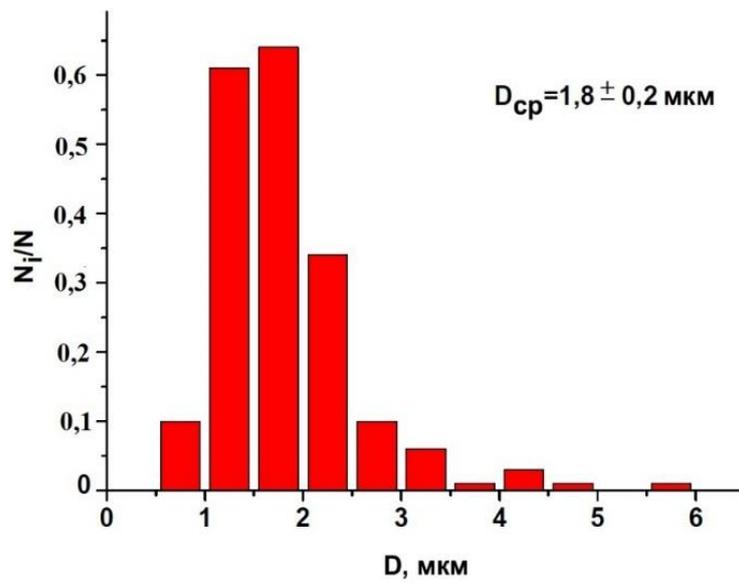
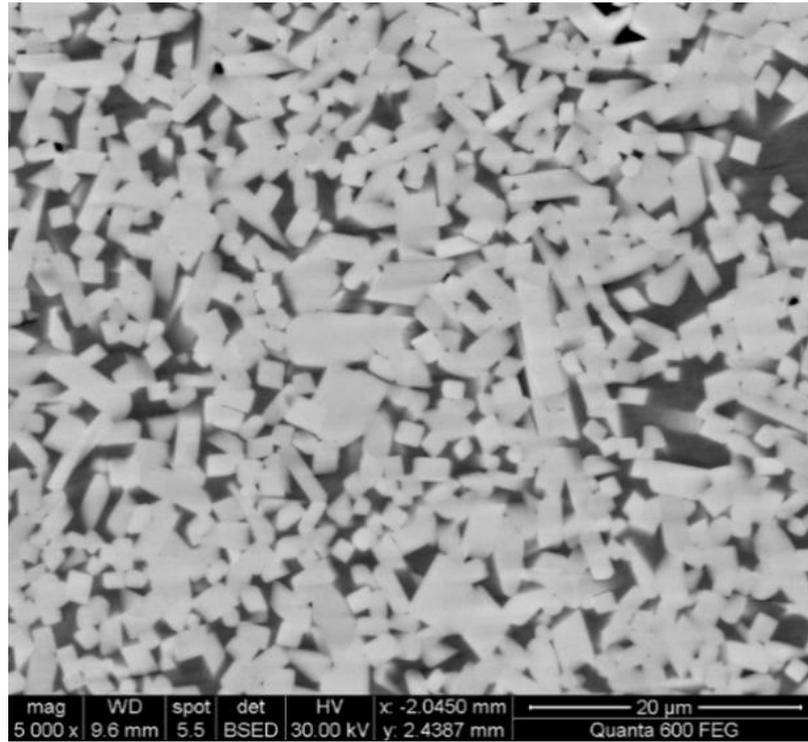


Рис. 3.17 Структура кермета системы $\text{Mo}_2\text{FeB}_2\text{-Fe}$ и гистограмма частиц боридов в объеме кермета на расстоянии от напайного соединения

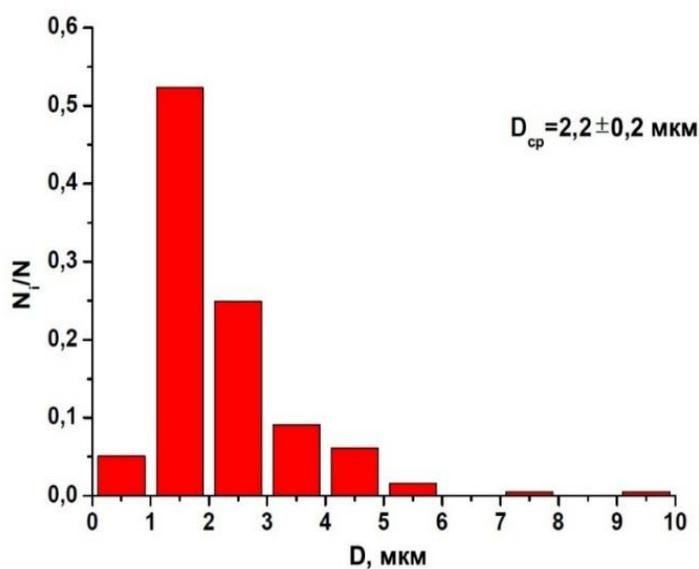
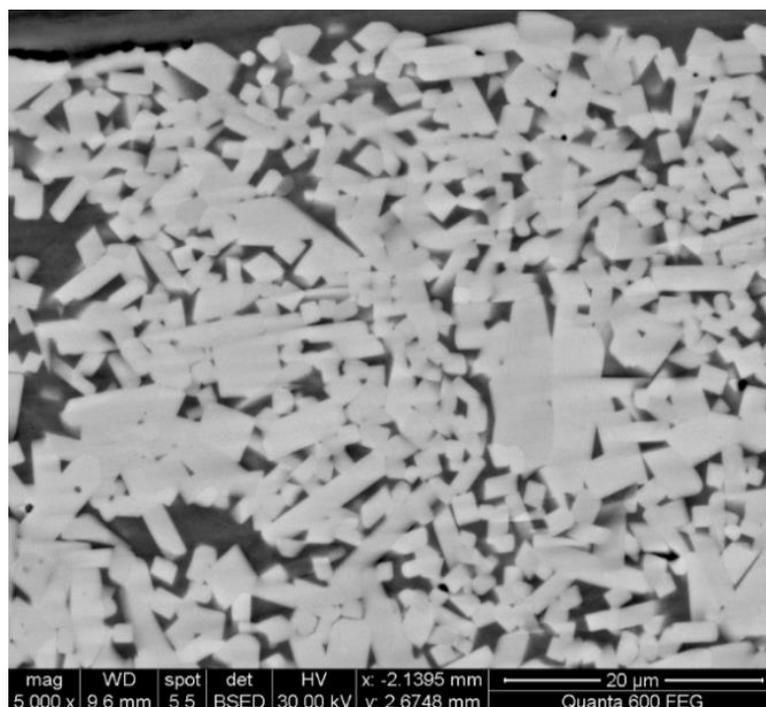


Рис. 3.18 Структура кермета системы $\text{Mo}_2\text{FeB}_2\text{-Fe}$ и гистограмма частиц боридов в объеме кермета вблизи напайного соединения

Экономическое обоснование внедрения разработки

Твердые сплавы в настоящее время являются распространенным материалом, широко применяемым в инструментальной промышленности. За счет наличия в структуре тугоплавких карбидов твердосплавный инструмент обладает высокой твердостью HRA 80-92 (HRC 73-76), теплостойкостью (800—1000°C), поэтому ими можно работать со скоростями, в несколько раз превышающими скорости резания для быстрорежущих сталей

Их основой чаще всего являются карбиды вольфрама. Пластинки из твердого сплава имеют твердость HRA 86-92, обладают высокой износостойкостью и красностойкостью. Главной особенностью спеченных твердых сплавов является то, что изделия из них получают методами порошковой металлургии, то есть изготавливают путем спекания смеси порошков.

Залежи вольфрама распределены по поверхности нашей планеты весьма неравномерно. 85% мирового производства вольфрама сосредоточено в Китае, а ещё 4% — в России, в Северо-Кавказской металлогенической провинции. Таким образом Китай за последние несколько лет почти полностью монополизировал рынок добычи вольфрама. И в настоящее время стоимость смесей для изготовления твердосплавного инструмента полностью задается изготовителем, и их цена достигает своего максимума. Например, на данный момент цена за 1 кг смеси (порошка) для изготовления твердого сплава BK8 составляет 3500 руб/кг.

В этой связи целесообразным является разработка технологии получения безвольфрамовых материалов для изготовления режущего инструмента. И даже в случае, когда свойства данных материалов лишь сравнимы с показателями для вольфрамсодержащих твердых сплавов, можно достигнуть существенной экономии на сырье. Примером такого сплава служит кермет $\text{Mo}_2\text{FeB}_2\text{-Fe}$. В качестве исходных компонентов для получения заготовок пластин используются порошки молибдена, железа, никеля и

карбида бора. Преимущество данного сплава очевидно: при сравнимых характеристиках, разница в цене, по сравнению с вольфрамосодержащими сплавами существенна и составляет 1000-1500 руб/кг.

Выводы

В ходе выполнения работы была исследована возможность соединения методом диффузионной напайки кермета системы $\text{Mo}_2\text{FeV}_2\text{-Fe}$ и стали 3. Как было показано, в результате диффузионной напайки формируется качественное соединение инструментального твердого сплава с конструкционной углеродистой сталью без применения промежуточных технологических материалов.

В процессе диффузионной напайки в месте соединения кермета и стали формируется переходный слой, характеризующийся более высокой концентрацией никеля и молибдена по сравнению со связкой в кермете. Также обнаружено, что имел место процесс жидкометаллического смачивания границ зерен.

Образование жидкой фазы в месте контакта кермет-сталь привело к ускорению роста кристаллов боридов вблизи напайного соединения по сравнению с боридами, располагающимися в объеме кермета. Указанное изменение микроструктуры существенно не повлияло на твердость и трещиностойкость кермета.

Сравнительные исследования трибологических свойств кермета системы $\text{Mo}_2\text{FeV}_2\text{-Fe}$ и твердого сплава ВК8 показали, что кермет имеет сравнимые с твердым сплавом значения среднего коэффициента трения и износостойкость при температурах 600 и 800°C.

Список литературы

1. Космачев И. Г. Основы инструментального производства / И. Г. Космачев – Л.: Лениздат 1959 г. – 360с.
2. Виды твердосплавных пластин и их применение [Электронный ресурс] // Промышленно-экологический интернет журнал - Режим доступа: URL: <https://prompriem.ru> – (дата обращения: 20.05.2019).
3. Казаков Н. Ф. Диффузионная сварка материалов/ Казаков Н. Ф. – 2-е изд. перераб. и доп. – М.: Машиностроение, 1976 г. – 312 с.
4. Казаков Н. Ф. Диффузионная сварка материалов: Справочник /Н. Ф. Казаков – М.: Машиностроение 1981г. – 271с.
5. Люшинский А.В. Диффузионная сварка разнородных материалов: учеб. пособие для студ. высш. учеб. завед. /А.В. Люшинский – М.: Академия, 2006 г. – 208с.
6. Дж. Р. Тинккло Керметы / ред. Дж. Р.Тинккло, ред. У. Б. Крэндалл – М.: Изд-во иностр. лит., 1962. – 367с.
7. Либенсон Г. А. Лопатин В. Ю. Комарницкий Г.В. Процессы порошковой металлургии. Формование и испекание / Г.А. Либенсон – М.: «МИСИС» 2002г. – 320с.
8. Балкевич В. Л. Техническая керамика /В.Л. Балкевич- 2-е изд. перераб. и доп. - М.: Стройиздат, 1984 – 254с
9. Панов В. С. Технология и свойства спеченных твердых сплавов и изделий из них / В. С. Панов. А.М. Чувилин, В.А. Фальковский – М.: МИСИС 2001 – 428с.
10. Tsuneyuki I. Tsuneyuki I., Teiichi A. Reaction sintering of an Fe-6 wt pct B-48 wt pct Mo alloy in the presence of liquid phases. Metallurgical transactions. 1989, P. 18-24.
11. Haizhou Y., Wenjun L., Ping F., Yong Z. Synthesis and microstructure evolution during vacuum sintering of Mo₂FeB₂ based cermets // International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2014, Vol. 45, P. 48–52.

12. Xianhu R., Liming Y., Yongchang L., Huijun L., Jiefeng W., Zhihong L. Effects of extra boron addition on the liquid-state sintering process and properties of hard Mo_2FeB_2 -based cermets // International Journal of Refractory Metals & Hard Materials, 2016, Vol. 61, P. 207–214.
13. Haizhou Y., Haizhou Y., Yong Z., Wenjun L., Jianzhi Z., Weihao X. Effect of Mn content on the microstructure and mechanical properties of Mo_2FeB_2 based cermets // International Journal of Refractory Metals & Hard Materials, 2010, Vol. 28, P. 286–290
14. Komai M., Takagi K., Watanabe T. and Kondo Y. Effects of cobalt on the properties and phase formation of Mo_2FeB_2 complex boride base hard alloys // AIP Conference Proceedings, Vol. 231, Issue 1, P. 578-583.
15. Ke D., Pan Y., Xu Y. et.al. Microstructure and mechanical properties of Mo_2FeB_2 ceramic-steels with Nb / V addition // Advances in Applied Ceramics. Structural, Functional and Bioceramics, 2017, Vol. 116, Issue 2, P. 92-98.
16. Qingfang W., Qingfang W., Yingjun P., Bing H., Lei Z. Effects of alloys on microstructure and properties of Mo_2FeB_2 -based Cermets // Advanced Materials Research, 2012, Vols. 399-401, P. 399-402.
17. Abenojar J., Martínez M.A., Velasco F. Study of the system Mo-Fe-B for wear-resistant materials. Materials Science Forum, 2008, P. 591-593.
18. Haizhou Y., Wenjun L., Yong Z. Effect of carbon content on the microstructure and mechanical properties of Mo_2FeB_2 based cermets // International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2011, Vol. 29, P. 724–728.
19. Palanisamy B., Upadhyaya A. Phase Evolution in Boride-Based Cermets and Reaction Bonding onto Plain Low Carbon Steel Substrate // Journal of Materials Engineering and Performance, 2012, Vol. 21, P. 508–515.
20. Rao D., Upadhyaya G.S. Sintering of Mo_2FeB_2 layered cermet containing SiC fibers // Materials Chemistry and Physics, 2001, Vol. 70, P. 336–339.
21. Калин Б. А. Растровая электронная микроскопия / Б.А. Калин, Н.В. Волков, В.И. Польский – М.: МИФИ, 2008. – 56 с.

22. Жеребцов С.В. Механические свойства металлов: учеб. пособие / С. В. Жеребцов, А. В. Кузнецов, В. А. Дудко. – Белгород: ИД «Белгород» НИУ «БелГУ», 2016. – 160 с.

23. В. Roebuck, E. G. Bennett. Hardmetal toughness tests: Vamas interlaboratory exercise. Technical working area 21 mechanical tests for hardmetals. 2005, P. 7-10.

24. Никулин С. А. Материаловедение. Специальные стали и сплавы: учеб. пособие / С. А. Никулин, В.Ю. Турилина – М.: МИСиС, 2013. – 123 с

25. В. А. Романова Моделирование развития пластической деформации с учетом зарождения дефектов на границах раздела // Физическая мезомеханика, 2000, С.73-79.

26. Плошкин В.В. Материаловедение: учебник для среднего профессионального образования / В. В. Плошкин – 3-е изд., перераб. и доп. - Москва: Юрайт, 2018. – 463 с.