

УДК 621.762

Н.Н. Трофименко¹, И.Ю. Ефимочкин¹, Р.М. Дворецков¹, Р.В. Батиенков¹

ПОЛУЧЕНИЕ МЕЛКОЗЕРНИСТЫХ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ WC–Co (обзор)

DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-1-92-100

Проведен обзор твердых сплавов системы WC–Co. Твердые сплавы системы WC–Co нашли широкое применение в различных отраслях промышленности, например в качестве инструмента. Дана характеристика материалов в зависимости от размера структурных составляющих. Рассмотрены особенности получения исходных материалов для порошковой смеси. Уделено внимание особенностям компактирования порошковых смесей и их последующего спекания. Рассмотрены основные проблемы, возникающие при получении мелкозернистых твердых сплавов.

Ключевые слова: твердые сплавы, мелкозернистые сплавы, карбид вольфрама, микроструктура.

N.N. Trofimenko¹, I.Yu. Efimochkin¹, R.M. Dvoretzskov¹, R.V. Batienvkov¹

OBTAINING FINE-GRAINED CEMENTED CARBIDE ALLOYS OF THE WC–Co SYSTEM (review)

In this work, a review of the cemented carbides alloys of the WC–Co system is carried out. The cemented carbides of the WC–Co system are mass used in various industries, for example, as tools. The characteristic of materials is given depending on the size of structural components. The features of obtaining starting materials for obtaining a powder mixture are considered. Attention is paid to the features of compaction of powder mixtures and their subsequent sintering. The main problems arising in the preparation of fine-grained hard alloys are considered.

Keywords: cemented carbides alloys, fine alloys, tungsten carbide, microstructure.

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Государственный научный центр Российской Федерации [Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific Research Institute of Aviation Materials» State Research Center of the Russian Federation]; e-mail: admin@viam.ru

Введение

Бурное развитие новой техники связано с разработкой новых материалов. Особый интерес для исследователей представляет разработка конструкционных материалов с повышенной температурой эксплуатации [1–6]. Повышение качества выпускаемых изделий неразрывно связано с улучшением высокопрочных и высокоизносостойких материалов, которые используются для изготовления инструмента. В качестве материалов для изготовления инструмента хорошо зарекомендовали себя твердые сплавы, производство которых освоено еще в начале прошлого века. Твердый сплав является типичным для изделий, получаемых с помощью технологий порошковой металлургии. Металлокерамические твердые сплавы представляют собой композиционные материалы, состоящие из твердых, тугоплавких соединений в сочетании с легкоплавкими металлами, которые называют цементирующими (вспомогательными или связующими) [7]. Для получения твердых сплавов с требуемыми показателями физико-механических характеристик применяют метод спекания, так как при плавлении карбиды, входящие в состав сплава, распадаются [8]. Твердые сплавы классифицируют по металлам, которые

образуют карбиды, входящие в их состав: вольфрамовые, титано-вольфрамовые, титано-тантало-вольфрамовые, безвольфрамовые. По назначению твердые сплавы делят на три группы:

- 1 – инструментальные (используемые для инструмента);
- 2 – конструкционные – для изделий, подверженных износу;
- 3 – жаропрочные и жаростойкие.

В качестве цементирующего металла чаще всего используют кобальт из-за его нейтральности к углероду и карбидам других элементов, поскольку кобальт не образует карбидов; иногда используют никель либо никель с молибденом. Основными исходными материалами для изготовления твердых сплавов являются триоксид вольфрама (или вольфрамовая кислота), паровольфрамат аммония, вольфрамовый порошок, диоксид титана, танталовый порошок (или пятиоксид тантала, или ферротантал ниобия), оксид кобальта или кобальтовый порошок, а также сажа [8]. Карбиды получают либо из оксидов металлов, либо из порошка, который является промежуточным продуктом при получении твердых сплавов. Далее карбиды металлов или сложные карбиды смешивают с кобальтовым порошком и подвергают мокрому размолу для образования тонкодисперсной смеси [7, 8]. Полученную смесь сушат; если произошло окисление, то восстанавливают; прессуют в необходимые формы и спекают.

Структура и свойства твердых сплавов

Наибольшее распространение получили сплавы системы WC–Co, которые являются первыми металлокерамическими сплавами, получившими промышленное применение. Микроструктура твердых сплавов системы WC–Co двухфазная и состоит из кристаллов карбида вольфрама и участков связующей (кобальтовой) фазы (рис. 1). Связующая фаза состоит из кобальта, в котором растворены небольшие количества вольфрама и углерода.

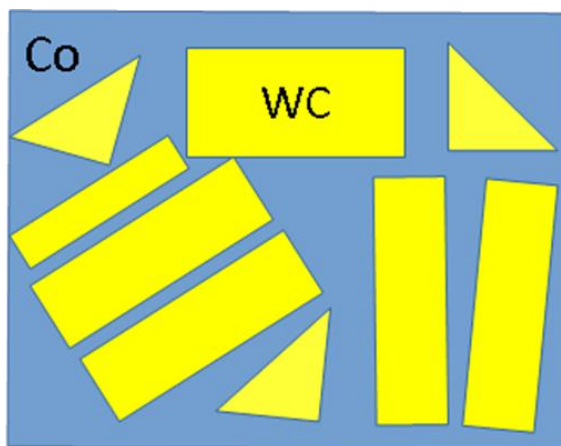


Рис. 1. Схематичное изображение микроструктуры твердых сплавов системы WC–Co

Сплавы системы WC–Co условно делятся на три группы в зависимости от содержания кобальта, % (по массе): малокобальтовые (2–8 Co), среднекобальтовые (10–15 Co) и высококобальтовые (20–30 Co). Материалы из первой группы широко используют в металлообработке, второй – в условиях ударных нагрузок, третьей – для оснастки штампового инструмента. В обзоре, представленном компанией Sandvik [9], предложена классификация твердых сплавов системы WC–Co в зависимости от размера зерен карбидов (рис. 2): ультратонкие (0,2–0,5 мкм), субмикронные (0,5–0,9 мкм), тонкие (1,0–1,3 мкм), средние (1,4–3,4 мкм), крупные (2,5–5,0 мкм) и сверхкрупные (>5 мкм).

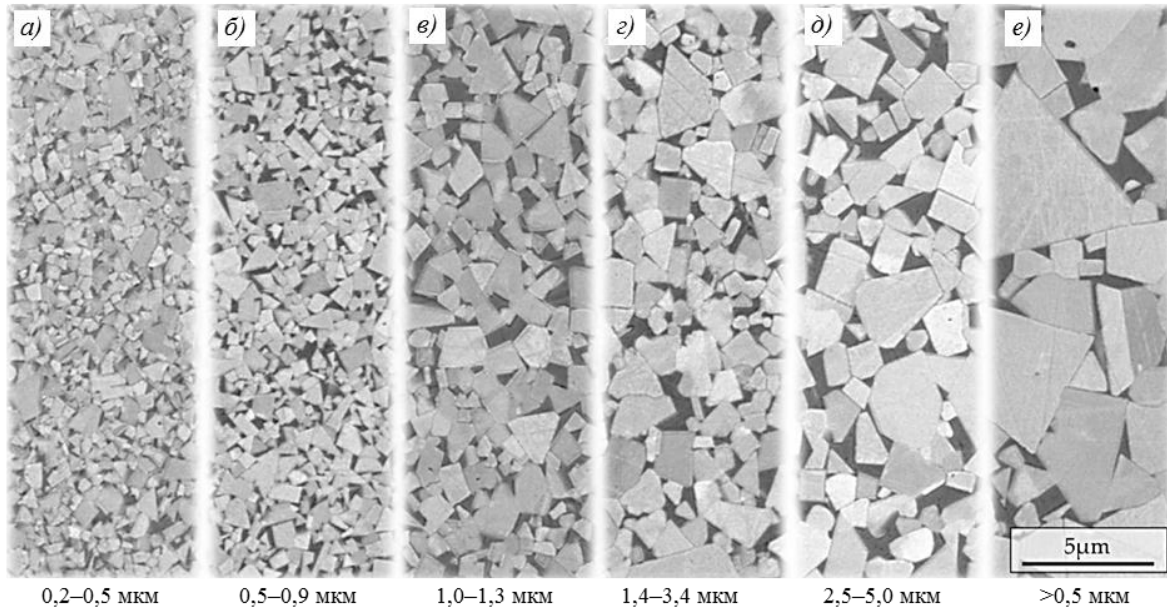


Рис. 2. Классификация твердых сплавов системы WC-Co в зависимости от размера зерна (данные компании Sandvik [10]):

a – ультратонкие; *б* – субмикронные; *в* – тонкие; *г* – средние; *д* – крупные; *е* – сверхкрупные

Для изготовления твердосплавного инструмента применяют марки сплавов, которые характеризуются малым (0,2–0,8 мкм) размером зерна карбида WC, что по классификации компании Sandvik соответствует ультратонкой структуре. Такой выбор обусловлен тем, что снижение размеров зерен карбида WC приводит к увеличению показателей механических свойств твердых сплавов: твердость и прочность увеличиваются, однако показатели вязкости разрушения снижаются (рис. 3 и 4) [10–12].

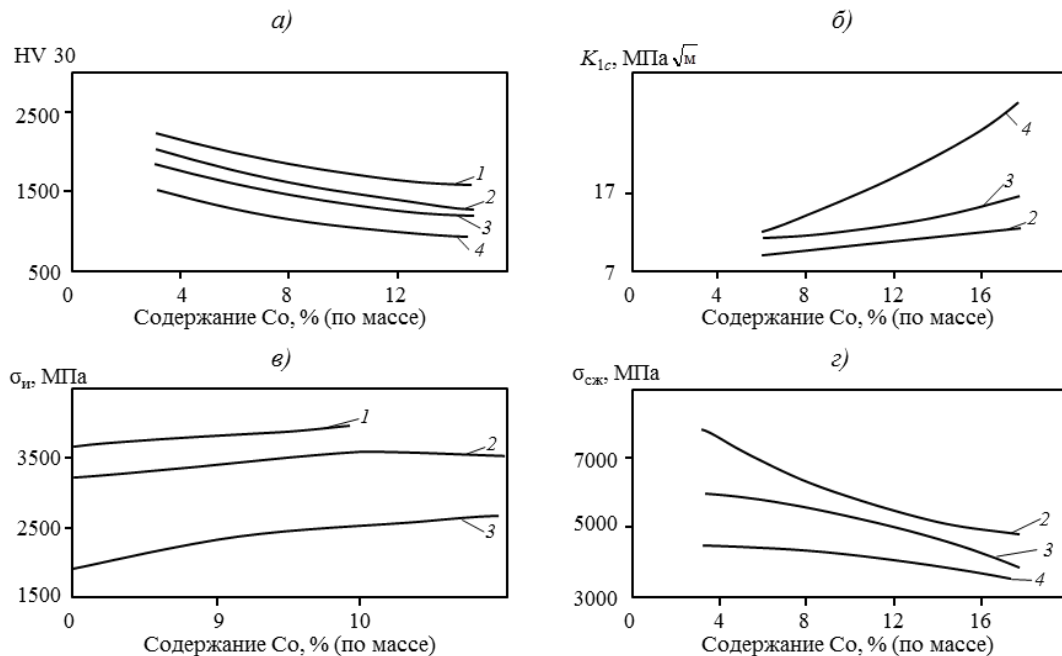


Рис. 3. Влияние размера зерна карбидной фазы и содержания Co в однокарбидных твердых сплавах, по данным работ [10–12], на твердость HV 30 (*a*); коэффициент интенсивности напряжений K_{1c} (*б*); пределы прочности при изгибе σ_n (*в*) и сжатии $\sigma_{сж}$ (*г*):

1 – 0,2–0,5 мкм; 2 – 0,5–0,8 мкм; 3 – 0,8–1,3 мкм; 4 – 1,3–2,5 мкм

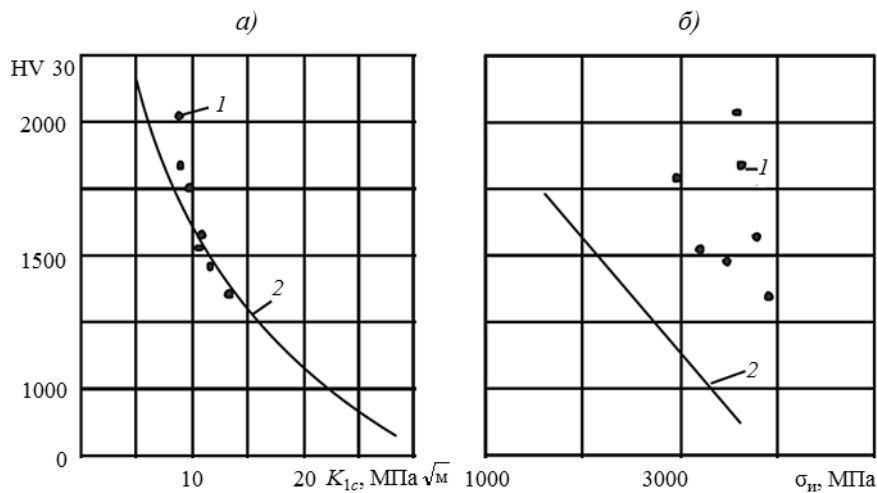


Рис. 4. Соотношения между твердостью HV 30, коэффициентом интенсивности напряжений K_{1c} и пределом прочности при изгибе σ_{II} у однокарбидных твердых сплавов, по данным работ [10–12], при размере зерна 0,2–0,8 (1) и 1,3–2,5 мкм (2)

Ранее ряд исследователей связывали относительно невысокие значения прочности при изгибе мелкозернистых твердых сплавов с низкой вязкостью разрушения и не рассматривали связь с дефектами в микроструктуре (крупные зерна карбида WC, поры, включения), которые способны инициировать разрушение изделия. Позже установили, что для достижения высоких значений твердости и предела прочности при изгибе необходимо, чтобы размеры дефектов не превышали 6–12 мкм [10–12]. В современных субмикронных (0,5–0,8 мкм) и ультрамелкодисперсных (0,2–0,5 мкм) твердых сплавах наибольший размер микропор не превышает 10 мкм, а сами сплавы обладают очень высокими значениями твердости (HV – от 30 до 2800), пределом прочности при изгибе (до 6000 МПа), износостойкостью при трении и абразивном износе. Однородная и мелкозернистая микроструктура гарантирует малый радиус округления режущих кромок (3–5 мкм), что способствует получению низкой шероховатости обработанных поверхностей. Однако в таких сплавах повышенная твердость сочетается с низкой вязкостью разрушения. Такие сплавы обладают относительно низким сопротивлением диффузионному износу и ползучести, однако их твердость при температурах менее 800–900 °С больше твердости обычных мелкозернистых твердых сплавов (рис. 5) [10–12]. В связи с этим обеспечивается высокая стойкость режущих инструментов при обработке сталей и чугунов.

Видно, что твердые сплавы с меньшим размером зерна карбида WC обладают меньшими значениями теплопроводности, которая характеризуется коэффициентом теплопроводности, равным 1 (рис. 5) [10–12]. В связи с этим тепловая нагрузка на инструмент снижается, а значительная часть теплоты, образовавшейся при обработке, отводится в стружку. Следует отметить, что материал с меньшей теплопроводностью обладает и меньшим сопротивлением термическому удару. Отрицательное воздействие низкой теплопроводности на сопротивление изделия термическому удару компенсируется увеличением показателей прочности при изгибе [10–12]. Общеизвестно снижение вязкости разрушения при увеличении твердости, однако некоторые твердые сплавы обладают лучшим сочетанием характеристик твердости и вязкости разрушения, что обусловлено различиями в составах и структурах. По сочетанию твердость/вязкость при твердости ~2300 HV 30 большей вязкостью разрушения обладают твердые сплавы с ультрамелкодисперсным зерном карбида WC (0,2–0,5 мкм). При твердости <1900 HV 30 субмикронные сплавы (0,5–0,8 мкм) будут еще более вязкими. Это сочетание свойств используют для оптимального выбора инструмента для черновой и чистовой обработки [10–12].

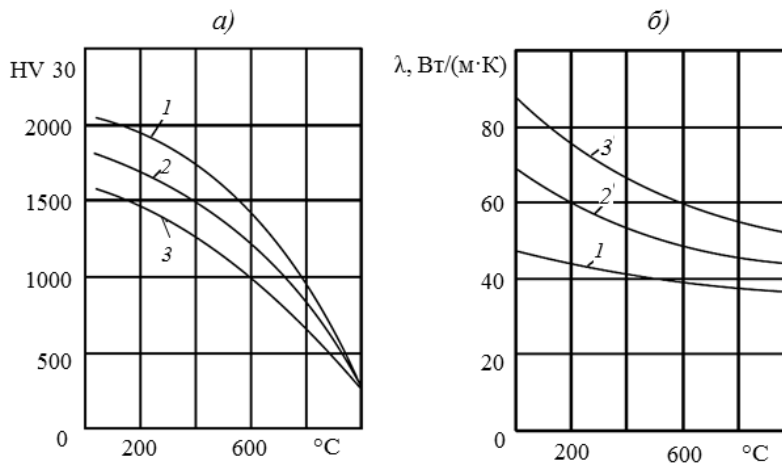


Рис. 5. Влияние размера зерна карбида вольфрама и температуры на «горячую» твердость HV 30 и коэффициент теплопроводности однокарбидных твердых сплавов, по данным работ [10–12], при размере зерна 0,2–0,5 (1); 0,5–0,8 (2) и 0,8–1,3 мкм (3)

Получение исходных порошков для изготовления твердых сплавов

Для изготовления ультрамелкодисперсных (0,2–0,5 мкм) и нанодисперсных (0,1 мкм) твердых сплавов требуются исходные порошки карбидов и кобальта соответствующей зернистости, которые получают различными способами, но в промышленных масштабах применяют только некоторые из них с получением [11–16]:

- порошка карбида вольфрама путем термохимической переработки оксида вольфрама – быстрое карботермическое восстановление (технология RCR – Rapid Carbothermal Reduction);
- порошка карбида вольфрама во вращающихся наклонных барабанных печах (смешивание исходного сырья на основе оксида вольфрама и углерода во вращающейся печи с последующей грануляцией, сушкой и прокаливанием гранул в две стадии в среде азота и среде водорода при различных температурах);
- порошка карбида вольфрама путем прокаливания→восстановления→карбидизации (технология CRC – Calcination-Reduction-Carburisation);
- смеси порошков карбида вольфрама конверсионной сушкой распылением (технология SCP – Spray Conversion Process);
- порошков металлического Co восстановлением оксида кобальта (Co_2O_3 или Co_3O_4) водородом в трубчатых или муфельных электрических печах.

Изготовление твердосплавных заготовок

Технология изготовления заготовок из твердых сплавов заключается в следующем: приготовление порошковой смеси карбидов и кобальта, ее размол, сушка, введение пластификатора, формование и спекание [13–18].

Основным критерием оценки качества приготовленной порошковой смеси является ее степень гомогенизации. Приготовление происходит следующим образом: порошки смешивают, а далее размалывают в жидкой среде (этиловый спирт, гексан, ацетон или другие органические жидкости).

Размол оказывает влияние на распределение компонентов в смеси, что, в свою очередь, влияет на процесс спекания и свойства готового материала. Измельчение обычно ведут в атриторах или барабанных (шаровых) мельницах.

Из-за наличия в составе смеси карбидов она малопластична, что вызывает определенные трудности в придании требуемой формы заготовке при ее прессовании.

Указанная проблема решается введением в состав смеси пластифицирующего вещества (парафин, каучук и др.) – обычно в количестве от 6 до 15%. В результате повышается текучесть смеси, снижается сила трения между частицами порошка, что, в свою очередь, приводит к снижению необходимого усилия прессования. В процессе пластификации смеси стараются достигнуть равномерного распределения пластификатора, а также во избежание вздутий и образования раковин удаляют воздух. Для пластификации могут использоваться вакуумные установки с подогревом.

В порошковой металлургии и при производстве твердых сплавов наибольшее распространение получил способ прессования в пресс-формах, которым производится большинство изделий [7]. Для получения твердосплавных заготовок относительно большой массы и размеров с равномерным распределением плотности целесообразно использование гидростатического прессования. Шликерное литье используют для изготовления изделий особо сложной формы, которые невозможно или невыгодно получать другими способами. В производстве твердых сплавов также хорошо зарекомендовал себя способ мундштучного прессования с помощью экструдеров.

Равномерная плотность по объему заготовки является одной из основных целей при любом способе прессования. От того, насколько уплотнена смесь при прессовании, зависит ее степень усадки в процессе спекания. Повышенная пористость заготовки влечет за собой большее изменение размеров при переходе к монолитному состоянию.

Одной из особенностей спекания твердосплавных заготовок является необходимость удаления пластификатора. Как правило, пластификатор удаляется во время начальной стадии спекания. В этот момент особенно важно следить за скоростью нагрева, которая не должна превышать 4–6 °С/мин – превышение может привести к образованию трещин и расслоению материала по причине температурного расширения пластификатора.

Для спекания полученных отпрессованных заготовок используют печи толкательного типа с защитной средой. В качестве защитной среды при предварительном спекании используют водород, при окончательном – вакуум.

В производстве твердых сплавов часто используют метод горячего прессования (спекание под давлением), который позволяет получать почти беспористые, очень твердые и износостойкие изделия [8]. Этим методом пользуются при изготовлении волок, волоочильных матриц, размольных шаров, валков и др. Основными недостатками метода горячего прессования являются большой расход электроэнергии и графита по сравнению с обычным спеканием.

Влияние технологических факторов на размер зерна карбидной фазы WC

Ранее показано, что размер зерна карбидной фазы оказывает влияние на физико-механические свойства твердого сплава. На размер карбидной фазы могут оказывать влияние различные технологические факторы – как в совокупности, так и каждый в отдельности. В работе [7] сообщается, что размер зерна карбидной фазы зависит от дисперсности исходного порошка, а на дисперсность частиц вольфрамового порошка влияют режимы восстановления оксидов – в первую очередь температура восстановления, изменение которой приводит к получению порошка вольфрама различной дисперсности. Однако имеются данные, что температура восстановления вольфрама оказывает большее влияние на свойства твердого сплава системы WC–Co, чем размер зерна. Например, сплав состава 94% (по массе) WC–6% (по массе) Co с относительно мелким размером зерна, который получили в результате диспергирования крупнозернистого вольфрама, но полученного при относительно высокой температуре восстановления, обладает более высокими прочностными характеристиками, чем аналогичный материал по составу и структуре, но полученный из вольфрамового порошка, который восстанавливали при меньшей температуре [7].

Изменение температуры получения карбида вольфрама в интервале нескольких сотен градусов не оказывает сколько-нибудь значимого влияния на размер зерна образующегося соединения. Однако при использовании мелкозернистого вольфрама интенсифицируются процессы агломерации частиц, что приводит к увеличению размеров зерен получаемого карбида при повышении температуры карбидизации на 200–300 °С. Точно такие же температурные изменения в процессе карбидизации крупнозернистого порошка вольфрама практически не изменяют размеров зерен готового продукта [7].

При промышленном производстве твердых сплавов установлено, что интенсивный размол порошковой смеси в сочетании с особыми режимами спекания при пониженных температурах позволяет получать материал с мелкозернистой структурой [7].

Общепринято объяснение роста зерен тугоплавкого компонента в процессе жидкофазного спекания за счет протекания процессов «растворения–осаждения» (или перекристаллизации через жидкую фазу), которые обусловлены растворимостью вольфрама в жидкой фазе. Происходит это из-за повышенной поверхностной энергии мелких частиц порошка тугоплавкой составляющей, и образующийся раствор оказывается пересыщенным по отношению к крупным зернам, обладающим меньшим энергетическим потенциалом, на которых происходит кристаллизация тугоплавкой фазы и, как следствие, рост зерен. Этот процесс (рост зерен) продолжается до тех пор пока не исчезнут мелкие зерна и структура сплава не станет однородной. Движущей силой на этой стадии спекания является стремление к уменьшению поверхностной энергии границ карбидных фаз путем образования дополнительных межкристаллитных границ и межфазовых поверхностей с общей минимальной свободной энергией. Эта стадия спекания весьма важна для формирования структуры сплава [7]. На этой стадии могут происходить следующие процессы:

- перекристаллизация через жидкую фазу;
- срачивание соседних зерен, являющееся следствием преимущественного роста одного зерна за счет других;
- развитие контактов между зернами со стремлением границ зерен (кристаллов) к образованию характерных для данной системы «двугранных углов»;
- сцепление (адгезия) зерен, имевших контакты и получивших в процессе перегруппировки во время уплотнения ориентировку, удовлетворяющую требованию «двугранного угла» [7].

В середине прошлого века было высказано мнение, что перекристаллизация карбида вольфрама через жидкую фазу может протекать не только по причине различного размера кристаллов, но также из-за того, что они обладают различной степенью приближения их кристаллической решетки к равновесному состоянию или, другими словами, различной свободной энергией в их объеме, что обуславливает и различия в величине поверхностной энергии. Именно поэтому кристаллы карбида вольфрама с неравновесной решеткой будут растворяться в первую очередь, а раствор будет пересыщен по отношению к кристаллам, которые наиболее приближены к равновесным. Таким образом характеристики исходного порошка оказывают влияние на то, какой из видов перекристаллизации будет преобладать: перекристаллизация ли мелких зерен или зерен с неравновесной решеткой. Поэтому возможны случаи, когда более крупные неравновесные кристаллы будут растворяться раньше мелких, у которых поверхностная энергия понижена по сравнению с крупными. В результате в структуре материала после спекания можно наблюдать зерна мелкой фракции, которые не успели подвергнуться перекристаллизации. Условия спекания оказывают существенное влияние на степень развития процесса перекристаллизации и роста зерен. При высоких температурах или длительных выдержках при спекании происходит получение крупнозернистых

сплавов, в которых зерна карбидной фазы WC значительно превышают по размеру зерна исходного порошка [7]. Для получения материалов с карбидными зёрнами, сопоставимыми по размеру с исходным порошком, необходимо использовать пониженные температуры спекания и меньшую продолжительность выдержки, а также более однородные исходные порошки с кристаллической решеткой, приближенной к равновесному состоянию.

Отдельного внимания заслуживает тот факт, что при спекании твердых сплавов возможно образование относительно небольшого количества крупных зерен карбида вольфрама, которые резко отличаются по размеру от основной массы зерен. Наиболее отчетливо эта тенденция проявляется при применении порошков карбида вольфрама с неравновесной кристаллической решеткой. На образование неравновесной решетки карбида вольфрама существенное влияние оказывают условия его получения, такие как относительно низкие (из технологически возможных) температуры науглероживания вольфрама, а также температуры восстановления его оксидов. В этом же направлении может оказывать влияние и интенсивный размол исходного порошка, в процессе которого происходит деформация кристаллов карбида. В случае использования таких порошков обычно получают сплавы с неоднородными по величине кристаллами карбидной фазы WC. Размеры кристаллов в таких случаях могут выравниваться только под влиянием весьма длительных выдержек при температуре спекания (обычно практически не применяемых), когда кристаллы мелких фракций примут размеры, сопоставимые по величине с крупными кристаллами, образовавшимися в первые моменты спекания, что в конечном счете приведет к получению сплава хотя и однородного по размерам зерен, но весьма крупнозернистого [7].

Для получения однородных по размеру зерен карбидной фазы WC и относительно мелкозернистых сплавов необходимо обеспечить однородный гранулометрический состав исходного порошка карбида, который будет более однороден при определенных условиях получения (относительно высокие температуры), обеспечивающих образование кристаллов, в возможно большей степени приближающихся к равновесным; последнее обстоятельство приводит к ослаблению тенденции образования отдельных крупных кристаллов [7].

Необходимо также отметить влияние содержания углерода в спекаемой смеси порошков карбида вольфрама и кобальта на рост зерен карбидной фазы WC. Практическим путем установлено, что повышенное содержание углерода в исходном карбиде приводит к усиленному росту зерен карбида вольфрама; при этом сплавы получают более крупнозернистыми. Если же имеется недостаток углерода, то происходит образование η -фазы, а сплавы получают особо мелкозернистыми. В таких сплавах часть кобальта связывается в находящуюся в твердом состоянии η -фазу, вследствие чего количество жидкой фазы в системе снижается и рост зерен тормозится. Кроме того, при пониженном содержании углерода температура появления жидкой фазы существенно повышается и, следовательно, при прочих равных условиях спекания сокращается время пребывания материала в печи в присутствии в нем жидкой фазы.

Существенное влияние на рост зерен карбидной фазы в сплавах системы WC-Co при спекании оказывает присутствие в спекаемой смеси небольших количеств других карбидов. Как показали исследования и практика производства, добавки некоторых карбидов оказывают тормозящее действие на рост зерен карбидной фазы WC, благодаря чему легко получают мелкозернистые сплавы. Такой прием получил широкое распространение, и в настоящее время известны промышленные сплавы на основе карбида вольфрама, в состав которых входят небольшие количества (обычно до 1% (по массе)) некоторых других карбидов.

Заключения

При производстве твердых сплавов представляет интерес получение мелкозернистой однородной структуры, что обеспечивает повышенные показатели физико-механических свойств.

Существуют проблемы роста зерна при спекании и разнотерности сплава, а также сохранения углеродного баланса.

При получении однородных мелкозернистых сплавов возникают трудности на всех этапах технологического процесса, которые возможно преодолеть только с помощью комплексного подхода.

Библиографический список

1. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // Авиационные материалы и технологии. 2015. №1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
2. Kablov E.N., Svetlov I.L., Neiman A.V., Min P.G., Karachevtsev F.N., Karpov M.I. High-temperature composites based on the Nb–Si system reinforced with niobium silicides // Inorganic Materials: Applied Research. 2017. Vol. 8. No. 4. P. 609–617.
3. Каблов Е.Н., Бондаренко Ю.А., Ечин А.Б. Развитие технологии направленной кристаллизации литейных высокожаропрочных сплавов с переменным управляемым температурным градиентом // Авиационные материалы и технологии. 2017. №S. С. 24–38. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-24-38.
4. Оспенникова О.Г., Подъячев В.Н., Столянков Ю.В. Тугоплавкие сплавы для новой техники // Труды ВИАМ: электрон. науч.-техн. журн. 2016. №10 (46). Ст. 05. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 14.10.2019). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-10-5-5.
5. Батиенков Р.В., Большакова А.Н., Ефимочкин И.Ю. Проблема низкотемпературной пластичности молибдена и сплавов на его основе (обзор) // Труды ВИАМ: электрон. науч.-техн. журн. 2018. №3 (63). Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 14.10.2019). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-3-12-17.
6. Батиенков Р.В., Ефимочкин И.Ю., Осин И.В., Худнев А.А. Исследование механических свойств порошковых материалов системы Mo–W, полученных электроискровым плазменным спеканием // Труды ВИАМ: электрон. науч.-техн. журн. 2019. №2 (74). Ст. 07. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 14.10.2019). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-2-68-76.
7. Третьяков В.И. Металлокерамические твердые сплавы. М.: Metallurgizdat, 1962. 609 с.
8. Киффер Р., Бенезовский Ф. Твердые сплавы. Пер. с нем. М.: Metallurgia, 1971. 392 с.
9. García J., Ciprés V.C., Blomqvist A., Kaplan B. Cemented carbide microstructures: a review // International Journal of Refractory Metals & Hard Materials. 2019. Vol. 80. P. 40–68.
10. Креймер Г.С. Прочность твердых сплавов. М.: Metallurgia, 1971. 247 с.
11. Фальковский В.А., Боровский В.Г. Твердые сплавы на основе карбида вольфрама с нанозернистой и ультратонкой структурой // Цветные металлы. 2010. №5. С. 106–112.
12. Кирсанов С.В. Современные проблемы инструментального обеспечения машиностроительных производств. URL: portal.tpu.ru/SHARED/k/KIRSSANOV/met_work/Tab2/Tab2/Sovrprobl.pdf (дата обращения: 14.10.2019).
13. Панов В.С., Чувилин А.М., Фальковский В.А. Технология и свойства спеченных твердых сплавов и изделия из них. М.: МИСИС, 2004. 463 с.
14. Гусев А., Курлов А. Твердые сплавы сегодня и завтра // Металлы Евразии. 2005. №2. С. 42–45.
15. Фальковский В.А., Клячко Л.Н. Твердые сплавы. М.: Руда и металлы, 2005. 416 с.
16. Фальковский В.А. Инновации в технологии твердых сплавов: нано- и ультрадисперсные структуры: учеб. пособие. М.: ИПЦ МГАТХТ. 2008. 69 с.
17. Фальковский В.А., Фальковский Ф.И., Панов В.С. Нано- и ультрадисперсные твердые сплавы // Цветные металлы. 2007. №10. С. 85–91.
18. Злобин Г.П. Формование изделий из порошков твердых сплавов. М.: Metallurgia, 1980. 224 с.