

УДК 669.018.025

В. П. Бондаренко, член-кор. НАН Украины, **Н. А. Юрчук**, **Н. М. Прокопив**,
В. П. Ботвинко, кандидаты технических наук, **И. А. Гнатенко**

Институт сверхтвердых материалов им. В. Н. Бакуля НАН Украины, г. Киев

**НАЧАЛА ФЕНОМЕНОЛОГИИ ФОРМИРОВАНИЯ КАРБИДНОГО СКЕЛЕТА В
СПЕЧЕННЫХ ТВЕРДЫХ СПЛАВАХ СИСТЕМЫ WC-Co. СООБЩЕНИЕ
1. ФЕНОМЕНОЛОГИЯ ФОРМИРОВАНИЯ КАРБИДНОГО СКЕЛЕТА В ТВЕРДЫХ
СПЛАВАХ НА СТАДИИ ЖИДКОФАЗНОГО СПЕКАНИЯ**

A phenomenological analysis has been made of the effect of liquid-phase sintering on the state of the carbide skeleton in hard alloys with the binder content of up to 50 % (in mass).

Проблеме существования карбидного скелета в спеченных твердых сплавах посвящено много работ [1–4], однако в них описываются вопросы наличия или отсутствия карбидного скелета, а также степени его влияния на физико-механические свойства твердых сплавов [1; 2]. При изучении структуры спеченных твердых сплавов по шлифу основное внимание уделяется смежности карбидных зерен (C_{WC-WC}), которая, хотя и отражает в какой-то мере взаимосвязь зерен WC, однако не характеризует состояние карбидного скелета в целом.

Наиболее подходящим параметром структуры, который оценивается по шлифу и, может характеризоваться состоянием карбидного скелета в твердых сплавах, является связность. Однако значение этого параметра в работах о структуре твердых сплавов приводится очень редко [5; 6] и по ним невозможно судить о состоянии карбидного скелета в объеме твердых сплавов.

Наиболее полно о состоянии карбидного скелета твердого сплава можно судить при использовании пространственных параметров его структуры, таких как карбидные цепочки, арки и мостики. Такой подход к оценке структуры спеченных твердых сплавов впервые применил В.П. Бондаренко [3]. Систематические исследования в этом направлении металлургии твердых сплавов только начались [3; 4; 7; 8]. Ввиду отсутствия необходимых данных невозможно научно обоснованно решить проблему управления состоянием карбидного скелета в твердых сплавах, тем более что на формирование их карбидного скелета влияет много факторов.

Впервые многообразие процессов, влияющих на формирование карбидного скелета при спекании твердых сплавов, рассмотрено в [3], где показано, что одни из этих процессов способствуют формированию карбидного скелета, а другие препятствуют. Если научиться управлять этими процессами, можно ожидать их существенного воздействия на формирование карбидного скелета при спекании твердого сплава.

В дальнейшем воздействие на окончательно спеченный твердый сплав термической или термомеханической обработкой можно дополнить воздействием на карбидный скелет в твердых сплавах.

Однако в этих направлениях систематические работы по управлению состоянием карбидного скелета в твердых сплавах также только начались. Их спектр широкий – от приготовления специальных твердосплавных смесей до использования разных условий повторного спекания, легирования и различных видов термообработки твердых сплавов в их твердофазном состоянии. Однако общего подхода к проблеме управления состоянием карбидного скелета в твердых сплавах до сих пор не существует.

В связи с изложенным возникает необходимость разработки научных основ формирования карбидного скелета в твердых сплавах и научного обоснования принципов управления состоянием карбидного скелета в них.

Цель настоящей работы заключается в том, чтобы на основании анализа литературных данных и собственных исследований нам более полно описать элементарные процессы формирования карбидного скелета в твердых сплавах и выявить наиболее эффективные принципы управления его состоянием.

В связи с многообразием возможных элементарных процессов и противоречивостью имеющихся данных для достижения поставленной цели будем использовать феноменологический подход.

Для упрощения и большей конкретности решения поставленных задач ограничимся заэвтектическими сплавами двухфазной системы WC–Co, структура которых изучена наиболее полно.

Исключая процессы, происходящие до завершения уплотнения прессовки при ее спекании, можно отметить, что при температуре выше температуры плавления двойной эвтектики (WC+Co) в прессовке продолжают осуществляться следующие процессы:

взаимное припекание частиц WC в целях уменьшения поверхностной энергии в системе WC–WC;

перекристаллизация частиц WC через жидкую фазу в целях уменьшения поверхностной энергии в системе WC – равновесный к WC расплав (WC+Co);

проникновение расплава (WC+Co) в сформировавшиеся границы между частицами WC;

сближение контактирующих частиц WC под действием гравитационных сил;

приобретение частицами WC равновесной для конкретных условий спекания формы.

Каждый из перечисленных процессов может по-своему влиять на формирование карбидного скелета.

При отсутствии жидкой фазы взаимное припекание частиц WC в прессовке происходит под действием нескольких сил: гравитации, поверхностного натяжения и приложенных к прессовке извне. При этом однозначно на взаимосближение центров частиц влияют только силы поверхностного натяжения, так как их равнодействующая всегда направлена вдоль линии центров контактирующих частиц.

Роль сил гравитации и приложенных к прессовке извне при спекании пористого каркаса из WC не такая однозначная, так как в зависимости от места их приложения к частицам последние будут либо сильнее прижиматься друг к другу, либо отталкиваться, нарушая существовавшие контакты между частицами и формируя новые.

Если исключить влияние сил гравитации и приложенных извне, центры частиц будут сближаться только за счет диффузионного крипа частиц WC под действием сил поверхностного натяжения. При этом площадь контакта WC–WC будет увеличиваться, т. е. карбидный скелет упрочняться. Площадь контакта WC–WC может также увеличиваться за счет поверхностной диффузии атомов с выпуклых поверхностей частиц к месту их контакта, где поверхность, образованная двумя сросшимися частицами, является вогнутой и энергетически более выгодной для атомов W и C, образующих WC. Однако при этом частицы не будут сближаться [9], а изменятся только рельеф и форма пор, приближаясь к равновесной форме поры, ограниченной равновесными гранями, характерными для этого кристалла.

Состояние контакта между частицами WC [10] должно существенно зависеть от ориентационного соответствия соприкасающихся кристаллографических плоскостей. Однако следует отметить, что соблюдения только ориентационного принципа недостаточно даже при контактировании кристаллов из одного сорта атомов, так как в кристалле много плоскостей, различающихся расстояниями между атомами. Поэтому надо использовать более точный принцип Данкова об ориентационном и размерном соответствии соприкасающихся кристаллографических плоскостей. В связи с тем, что кристаллическая решетка WC представляет собой две взаимно проникающие простые гексагональные решетки, одна из которых состоит из атомов вольфрама, другая – из атомов углерода с отношением периодов решетки $(c/a) = 0,976$, плоскости призмы $(10\bar{1}0)$ могут состоять только из атомов вольфрама или только из атомов углерода, причем расстояния между «вольфрамовыми» и «углеродными»

плоскостями $(10\bar{1}0)$ оказываются периодически различными [5]. При этом в первом случае каждый из атомов одного сорта имеет двух ближайших соседей, во втором – четырех. Кроме ориентационного и размерного соответствия должен соблюдаться принцип химического соответствия соприкасающихся кристаллографических плоскостей. В этой связи полное соответствие соприкасающихся кристаллографических плоскостей WC мало вероятно. Однако оно не равно нулю и поэтому должно учитываться.

Кроме того, приобретение частицами WC во время спекания формы, представляющей собой трехгранную призму, ограниченную двумя базисными плоскостями (0001) , тремя плоскостями призмы $(10\bar{1}0)$ и усеченными ребрами с отношением ребер $a:c = 1,5$ и $a:b = 4,5$, может привести к перемещению частиц WC друг относительно друга, что не способствует быстрому и прочному взаимному припеканию частиц WC.

Наличие на поверхности частиц неровностей также будет мешать прочному припеканию их друг к другу.

Через газовую фазу при спекании брикетов карбида WC переносится так мало, что его можно не учитывать.

Изложенные рассуждения о слабых возможностях формирования карбидного скелета подтверждаются, исследованиями спекаемости порошков WC, проведенными В.П. Бондаренко и Л.М. Мартыновой [11], при температуре до 2200 °С. При этом спеки либо легко ратирались пальцами, либо для их дробления необходимо было прилагать незначительные усилия.

Отсутствие влияния на припекание чистых частиц в порошках WC процессов первичной и собирательной рекристаллизации, которые по данным И.П. Кушталовой [12], С.С. Горелика и Я.С. Уманского [13] должны проходить при температуре 1300 °С, вероятно, обусловлено малой площадью физического контакта частиц и высоким модулем упругости WC.

На основании изложенного можно констатировать, что в процессе спекания твердых сплавов при температуре 1370–1500 °С без приложения внешних сил взаимоприпекание частиц WC за счет диффузионного крипа под действием только сил поверхностного натяжения и гравитационных сил без участия расплава (WC+Co) можно не учитывать.

Появление в порах между частицами WC расплава (WC+Co) существенно изменяет ситуацию по многим причинам. Проанализируем их.

Во-первых, отметим, что в прессовке только из WC диффузионный крип частиц WC в зоне контакта осуществляется под действием сил поверхностного натяжения $\sigma_{т-г}$. В образце ВК после полного уплотнения взаимоприпекание частиц WC будет осуществляться за счет сил поверхностного натяжения $\sigma_{т-ж}$, которые существенно отличаются от $\sigma_{т-г}$. Под действием этих сил взаимное припекание частиц WC должно происходить иначе, чем при отсутствии в порах расплава.

Из-за того, что угол смачивания WC расплавом (WC+Co) равен нулю, расплав будет проникать во все щели между частицами WC. При этом вследствие уменьшения коэффициента трения частиц WC, действия капиллярных и гравитационных сил, а также динамического воздействия потока расплава (WC+Co) в зазоре между частицами WC они будут более плотно упаковываться в образце, образуя более устойчивые к действию гравитационных сил конфигурации и большую площадь физического контакта. После полного уплотнения образца действие капиллярных сил на него будет проявляться только на его поверхности за счет микроменисков жидкой фазы, существующей между частицами WC. Поэтому частицы WC будут взаимно прижиматься не только вследствие гравитационных сил, но и капиллярных, существующих на поверхности спекаемого тела. Это повышает вероятность проявления диффузионного крипа и сближения центров сдавливаемых частиц WC по сравнению с тем, когда жидкость в образце отсутствует.

Одновременно будет осуществляться ускоренный процесс растворения шероховатостей на поверхностях контакта, что будет обеспечивать более прочное взаимное прилегание частиц контактирующих поверхностей.

Все это при соблюдении размерного, ориентационного и химического соответствия кристаллических решеток контактирующих частиц будет способствовать развитию процесса образования жесткого каркаса из частиц WC, так как при этом σ_{T-T} будет практически равно нулю, а также процесса собирательной рекристаллизации или коалесценции частиц WC в этом каркасе с образованием длинных цепочек из зерен WC и мостиков между цепочками.

Таким образом, появление в системе расплава (WC+Co) с рассмотренных позиций должно способствовать формированию жесткого каркаса из частиц WC.

Однако в рассматриваемой системе одновременно может происходить процесс проникновения расплава (WC+Co) по уже возникшим границам WC–WC. Такой процесс термодинамически выгоден, если поверхностные энергии соответствуют неравенству $\sigma_{T-T} > 2\sigma_{T-ж}$. Эти величины непосредственно не измерены, но косвенные исследования [3; 14] свидетельствуют о том, что в твердых сплавах системы WC–Co он эффективен.

В этой связи можно считать, что в процессе выдержки при температуре $T > 1370$ °C карбидный скелет будет формироваться вследствие одновременного протекания двух конкурирующих процессов: взаимоприпекания частиц WC и проникновения в образовавшиеся границы WC–WC расплава (WC+Co). При этом объемы твердой и жидкой фаз не изменяются. Может происходить только перераспределение расплава (WC+Co) между частицами WC. Поскольку в процессе спекания значение $\sigma_{T-ж}$ практически не изменяется, формирование карбидного скелета будет зависеть от σ_{T-T} границ WC–WC. В идеальном случае или при несущественном отклонении от идеального размерного, ориентационного и химического соответствия значение σ_{T-T} будет близко к нулю, поэтому в контактах WC–WC будет превалировать процесс взаимного припекания частиц, переходя в образование единой монолитной частицы за счет собирательной рекристаллизации или коалесценции. При значительном отклонении от идеального размерного, ориентационного и химического соответствия σ_{T-T} может превышать $2\sigma_{T-ж}$ и тогда расплав (WC+Co) будет проникать по этим границам вплоть до полного разделения частиц WC. Исходя из изложенного, можно считать, что доля границ с идеальным или незначительным отклонением от идеального размерного, ориентационного и химического соответствия в сплавах системы WC–Co мала, поэтому доля частиц, образующих жесткий карбидный каркас, также очень мала. Вероятность значительного отклонения от идеального размерного, ориентационного и химического соответствия в этой системе значительно сильнее, поэтому можно считать, что в системе WC–Co доля частиц WC, которые должны быть разделены, велика.

Однако в объеме спекаемого тела может содержаться также значительная доля границ WC–WC, у которых ориентация, химический состав граней частиц WC и размеры параметров кристаллической решетки такие, что $\sigma_{T-T} \approx 2\sigma_{T-ж}$. Проникновение расплава (WC+Co) в эти границы будет зависеть от других воздействий на частицы и расплав.

Так, наличие капиллярного давления на образец будет прижимать частицы WC друг к другу и соответственно препятствовать проникновению расплава (WC+Co) в эти границы, увеличивая площадь межкарбидных границ. Поскольку капиллярное давление обратно пропорционально радиусу капилляра, то в более мелкозернистом сплаве этот радиус будет меньше, а соответственно, и доля контактов WC–WC будет больше. Снижение капиллярного давления на образец за счет легирования расплава, приводящего к уменьшению поверхностной энергии расплава $\sigma_{ж-г}$, или за счет помещения образца в жидкую среду и замены $\sigma_{ж-г}$ на $\sigma_{ж-ж} < \sigma_{T-ж}$ будет приводить к снижению усилий, прижимающих частицы WC, и соответственно к развитию процесса проникновения расплава по границам WC–WC, у которых $\sigma_{T-T} \approx 2\sigma_{T-ж}$.

Исходя из исследований, проведенных В.П. Бондаренко и А.Ф. Лисовским [14–17], приходим к выводу, что таких границ в сплавах WC–Co не много. Наибольшее их количество в сплавах с небольшим содержанием кобальта, так как в эти сплавы впитывается значительное количество расплава (WC+Co) эвтектического состава. В сплавах с содержанием

кобальта более 20 % (по массе) их значительно меньше и соответственно существенно меньше количество впитываемого расплава (WC+Co). При содержании кобальта в исходном сплаве примерно 32 % (по массе) расплав (WC+Co) в образец ВК32 не впитывается. Исходя из этого приходим к выводу, что в таком сплаве существуют только границы WC–WC с $\sigma_{T-T} \ll 2 \sigma_{T-ж}$. Оценка C_{WC-WC} для такого сплава даст представление о том, сколько границ с $\sigma_{T-T} \ll 2 \sigma_{T-ж}$ содержится в твердых сплавах группы ВК, с содержанием кобальта до 32 % (по массе) – о соотношении количества границ с $\sigma_{T-T} \ll 2 \sigma_{T-ж}$, $\sigma_{T-T} \approx 2 \sigma_{T-ж}$ или $\sigma_{T-T} < 2 \sigma_{T-ж}$. Границ WC–WC с $\sigma_{T-T} > 2 \sigma_{T-ж}$ в сплаве не должно содержаться, так как они должны быть разделены расплавом (WC+Co) еще на начальной стадии спекания сплава системы WC–Co. В сплавах с содержанием кобальта более 32 % (по массе) должны присутствовать только границы с $\sigma_{T-T} \ll 2 \sigma_{T-ж}$. Поэтому оценка C_{WC-WC} и S_{WC-WC} в сплавах с содержанием кобальта > 32 % (по массе) позволит оценить долю границ WC–WC с $\sigma_{T-T} \ll 2 \sigma_{T-ж}$ относительно объемного содержания WC в сплаве. Также необходимо провести оценку таких характеристик в сплавах с содержанием WC > 32 % (по массе), поскольку при этом будут получены новые данные.

Приложение с помощью груза внешнего давления, непосредственно к частицам WC образца должно препятствовать проникновению расплава (WC+Co) в границы WC–WC с $\sigma_{T-T} \approx 2 \sigma_{T-ж}$ и способствовать формированию более развитого карбидного скелета в сплаве. Интересно также приложить внешнее давление с помощью груза к сплаву ВК32. Тогда увеличение C_{WC-WC} по сравнению со спеканием без груза позволит оценить необходимое внешнее давление для формирования повышенного содержания в сплаве S_{WC-WC} за счет образования границ WC–WC с $\sigma_{T-T} \approx 2 \sigma_{T-ж}$ или $\sigma_{T-T} < 2 \sigma_{T-ж}$. Исходя из этого приходим к выводу, что приложение внешнего давления с помощью груза должно быть эффективным способом увеличения C_{WC-WC} и S_{WC-WC} и способствовать формированию более развитого скелета в твердом сплаве вплоть до выдавливания доли или всего расплава (WC+Co) из образца.

В противовес этому приложение внешнего давления с помощью повышения давления окружающей газовой среды должно привести к уменьшению C_{WC-WC} и S_{WC-WC} , так как в этом случае подвижная фаза-расплав (WC+Co) будет вдавливаться в объем образца и разделять границы WC–WC с $\sigma_{T-T} \approx 2 \sigma_{T-ж}$ или $\sigma_{T-T} < 2 \sigma_{T-ж}$. При очень высоких давлениях газовой среды возможно достижение такого состояния карбидного скелета, когда в сплаве останутся только границы WC–WC с $\sigma_{T-T} \ll 2 \sigma_{T-ж}$ или $\sigma_{T-T} = 0$. Однако если прочность сцепления жидкой фазы с WC будет велика, при вдавливании жидкой фазы газом внутрь образца радиус кривизны мениска жидкой фазы будет уменьшаться, приложенные к частицам капиллярные силы возрастать, а частицы сближаться, увеличивая C_{WC-WC} и S_{WC-WC} . Поэтому влияние давления в различных системах может быть разным и уточняться в эксперименте. В системе WC–Co силы сцепления WC с жидкой фазой должны быть большими, поэтому воздействие на образец WC–Co давлением газа может привести также к увеличению C_{WC-WC} и S_{WC-WC} . Причем, чем больше в сплаве Co, тем более должен проявляться расклинивающий эффект жидкой фазы и, наоборот, чем меньше жидкой фазы, тем больший рост C_{WC-WC} и S_{WC-WC} .

Таким образом, прикладывая к спекаемому образцу внешнее давление разными способами, можно существенно влиять на процесс формирования в нем карбидного скелета, увеличивая или уменьшая в нем (скелете) степень каркасности, т. е. когда между частицами WC существует совершенная, не разделяемая расплавом (WC+Co) граница. В отличие от способа воздействия на процесс формирования скелета помещением образца в расплав жидкости при $T > T_{пл}$ эвтектики WC+Co, при приложении внешнего давления содержание связки в образце не изменяется, а соответственно влияние степени скелетности сплава на его свойства будет более однозначным. В последнем случае изменяется только характер распределения связки между частицами WC. При этом может улучшиться распределение прослоек связки по размерам, уменьшится количество арок и мостиков, изменится соотношение двугранных углов, но это, на наш взгляд, будет менее искажать влияние степени скелетно-

сти, чем когда изменяется содержание связки в образце за счет впитывания в него окружающего расплава.

Выводы

1. Конкуренция процесса взаимного припекания частиц WC, зависящего от степени размерного, ориентационного и химического соответствия кристаллических решеток WC в местах контакта, и процесса проникновения расплава (WC+Co) по межзерненным границам должна обеспечивать в твердых сплавах наличие границ WC–WC с различной степенью совершенства.

2. Чем больше в твердом сплаве кобальта, тем меньше в нем должно быть несовершенных и больше совершенных границ WC–WC. При содержании в сплаве > 32 % (по массе) кобальта в сплаве должны содержаться в основном совершенные границы или происходить собирательная рекристаллизация или коалесценция, а удельная прочность карбидного скелета должна быть наибольшей.

3. Силовое воздействие на твердосплавный образец твердофазного пуансона и газовой среды на состояние карбидного скелета в сплаве будет идентично влиять при температуре ниже температуры плавления эвтектики (WC+Co) и по-разному при температуре выше температуры плавления эвтектики. В последнем случае воздействие твердофазным пуансоном должно приводить к повышению связности скелета, а воздействие газовой средой – к уменьшению.

4. В проблеме карбидного скелета существует много неопределенности и неясности, поэтому вопросу его управления следует уделять особое внимание.

Литература

1. Креймер Г.С. Прочность твердых сплавов. – М.: Металлургия, 1971. – 248 с.
2. Exner H. E. Physical and chemical nature of cemented carbides //International Metals Reviews. – 1979. – № 4. – P. 149–173.
3. Бондаренко В.П. Спечені тверді сплави – високоефективні інструментальні та конструкційні матеріали// Прогресивні матеріали і технології: У 2 т. – К.: Академперіодика, 2003.– Т. 2. – С. 219–251.
4. Бондаренко В.П. Современные тенденции в развитии производства и научных исследований в области твердых сплавов в Украине// Современные спеченные твердые сплавы: Сб. науч.тр./ Под общ. ред. Н.В. Новикова./ К., 2008.– С. 38–83.
5. Чапорова И.Н., Чернявский К.С. Структура спеченных твердых сплавов. – М.: Металлургия, 1975. – 248 с.
6. Бондаренко В.П. Актуальные вопросы металловедения и технологи производства вольфрамовых твердых сплавов// Сверхтвердые инструментальные материалы на рубеже тысячелетий: получение, свойства, применение («СТИМ-2001»): Матер. междунар. Науч.-техн. конф., 4-6 июля 2001 г., г. Киев. – К.: ИСМ НАН Украины, 2001. – С. 126–128.
7. Каспарова Т.В., Зеликман А.Н., Бондаренко В.П. Разрушение твердых сплавов при контакте их с расплавленным цинком// Порошковая металлургия. – 1987. – № 2. – С. 87–89.
8. Панов В.С., Чувиллин А.М., Фальковский В.А. Технология и свойства спеченных твердых сплавов и изделий из них: Учеб. пособие. – 2-е изд., перераб. и доп. – М.: МИСИС, 2004.– 464 с.
9. Ивенсен В.А. Кинетика уплотнения металлических порошков при спекании. – М.: Металлургия, 1971. – 268 с.
10. Ивенсен В.А. Феноменология спекания твердых сплавов. – М.: Металлургия, 1985. – 248 с.

11. Бондаренко В.П., Мартынова Л.М. Порошки вольфрама, полученные высокотемпературным восстановлением водородом// Водородная обработка материалов: «ВОМ-1998»: Сб. информ. матер. второй междунар. конф., 2-4 июня 1998 г., г. Донецк- Святогорск. – Донецк, 1998. – С. 127.
12. Кушталова И.П. Рекристаллизация и дисперсионное упрочнение металлов и сплавов. – К.: Наук. думка, 1969. – 124 с.
13. Горелик С.С., Уманский Я.С.– Изв. АН СССР. сер. Физика.– Т. 20. – С. 550–552.
14. Капиллярная сварка твердых спеченных сплавов / Бондаренко В.П., Лисовский А.Ф. // Порошковая металлургия. – 1973. – № 8. – С. 28–33.
15. Лисовский А.Ф., Бондаренко В.П. Исследование кинетики процесса проникновения расплава кобальта в твердые сплавы WC–Co/ // Сверхтвердые материалы для промышленности. – К.: ИСМ АН УССР, 1973. – С. 192–194.
16. Исследование кинетики процесса проникновения расплава кобальта в твердые сплавы/ А.Ф. Лисовский, В.П. Бондаренко, А.С. Вишневецкий, А.Ф. Никитюк// Порошковая металлургия. – 1974. – № 6. – С. 76–79.
17. Бондаренко В.П., Лисовский А.Ф., Вишневецкий А.С. Исследование закономерностей проникновения расплавов металлов в твердые спеченные сплавы WC–Co// Сб. ст. IV междунар. конф. по порошковой металлургии, ЧССР, 1974 г., Жилин: Дом техники СНТО, 1974. – С. 315–328.

Поступила 09.06. 09

УДК 669.018.025

В. П. Бондаренко, член-кор. НАН Украины, **Н. А. Юрчук**,
Н. М. Прокопив, **В. П. Ботвинко**, кандидаты технических наук,
И. А. Гнатенко

Институт сверхтвердых материалов им. В. Н. Бакуля НАН Украины, г. Киев

НАЧАЛА ФЕНОМЕНОЛОГИИ ФОРМИРОВАНИЯ КАРБИДНОГО СКЕЛЕТА В СПЕЧЕННЫХ ТВЕРДЫХ СПЛАВАХ СИСТЕМЫ WC–Co. СООБЩЕНИЕ 2. ФЕНОМЕНОЛОГИЯ ФОРМИРОВАНИЯ КАРБИДНОГО СКЕЛЕТА В ЛЕГИРОВАННЫХ ТВЕРДЫХ СПЛАВАХ

A phenomenological analysis has been made of the effect of liquid-phase sintering and an alloying of a binder on the state of the carbide skeleton in hard alloys with the binder content of up to 50 % (in mass).

При исследовании формирования карбидного скелета в твердых сплавах в присутствии жидкой фазы [1–3] рассмотрено большое количество факторов, влияющих на карбидный скелет. Еще одним таким параметром является легирование связки твердых сплавов, так как WC ничего не растворяет. В этой связи рассмотрим подробнее влияние легирования расплава (WC+Co) на формирование карбидного скелета. Учитывая, что легирование расплава (WC+Co) может изменять одновременно несколько параметров системы «WC – расплав (WC+Co)»: $\sigma_{ж-г}$, $\sigma_{т-ж}$ и формирование на поверхности частиц покрытия, приводящего к изменению как $\sigma_{т-ж}$ так и $\sigma_{т-т}$, можно утверждать, что легирование может влиять на формирование карбидного скелета по-разному. Для более конкретной оценки этого влияния рассмотрим случаи, когда один из параметров системы изменяется наиболее значительно.