

УДК 546.45:539.374

ВЛИЯНИЕ ЗЕРНОГРАНИЧНЫХ ВКЛЮЧЕНИЙ ОКСИДА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ГОРЯЧЕПРЕССОВАННОГО БЕРИЛЛИЯ

А.А. Николаенко¹, Ю.В. Тузов²¹ Национальный научный центр «Харьковский физико-технический институт» НАНУ, Харьков, Украина² ОАО «Высокотехнологический НИИ неорганических материалов имени академика А.А. Бочвара» (ОАО «ВНИИИМ»), Москва, Россия

Рассмотрен механизм формирования зернограничных включений оксида бериллия (BeO) в процессе компактирования — горячего прессования (ГП) бериллиевых порошков. Образование включений BeO на поверхности порошин происходит за счёт разрушения сплошной оксидной плёнки толщиной ~20 нм, изначально покрывающей порошины, и сложным образом зависит от кристаллографической ориентации поверхности, количества примесей (Mg, Al, Si), образующих с бериллием легкоплавкую эвтектику, и температуры компактирования. Образование и рост включений BeO происходят, в основном, на свободных поверхностях в процессе нагрева до температуры прессования и практически прекращается после «смыкания» поверхностей порошин. Включения BeO неравномерно распределяются по границам зёрен. Чем меньше размер зерна (чем мельче порошки) и содержание BeO, тем уже оптимальный интервал размеров включений. При одинаковых размере зерна, содержании примесей и составе твёрдого раствора прочность зависит от количества и размера зернограничных включений BeO и может изменяться в широких пределах.

Ключевые слова: бериллий, порошковая металлургия, горячепрессованный бериллий, оксид бериллия, остаточные термические напряжения, механические свойства.

INFLUENCE OF GRAIN BOUNDARY INCLUSIONS ON MECHANICAL PROPERTIES OF HOT-PRESSED BERYLLIUM

А.А. Nikolaenko, Yu.V. Tuzov

¹ National Scientific Center “Kharkov Institute of Physics and Technology”, Kharkov, Ukraine²JSC “A.A. Bochvar High-Technology Research Institute of Inorganic Materials”, Moscow, Russia

The mechanism of formation of beryllium oxide (BeO) grain boundary inclusions during compacting (hot pressing) of beryllium powders is considered. The formation of BeO inclusions on the powder grain surface is the result of the destruction of ~20 nm thick oxide film covering powder grains and depends on the crystallographic orientation of the surface, the impurity content (Mg, Al, Si) forming the low-melt eutectics with beryllium, and the compacting temperature. The formation and the growth of the BeO inclusions take place mainly on the free surfaces during the heating up to pressing temperature and practically stop after the surface union of the powder grains. The BeO inclusions are distributed unhomogeneously on the grain boundaries. The smaller powder grain size and the content of BeO, the narrower the optimal interval of inclusion sizes. Under equal grain sizes, impurity contents and composition of the solid solution, the strength depends on the quantity and size of the grain boundary BeO inclusions and can change in the wide range.

Key words: beryllium, powder metallurgy, hot-pressed beryllium, beryllium oxide, residual thermal microstresses, mechanical properties.

ВВЕДЕНИЕ

Бериллий является одним из важнейших материалов термоядерных и ядерных реакторов, а функциональные свойства изделий из горячепрессованного бериллия обуславливаются их структурой, определяемой технологией ГП. Значительное влияние на свойства изделий из бериллия оказывают частицы оксида бериллия (BeO), возникающие в структуре на разных технологических стадиях изготовления изделий. В структуре горячепрессованного компактного порошкового бериллия включения BeO могут находиться в виде одиночных внутризёренных включений, дисперсных включений по границам зёрен и в виде грубых скоплений (конгломератов), состоящих из десятков и сотен отдельных включений. Относительное количество, приходящееся на долю каждой структурной составляющей, существенно изменяется в зависимости от режимов предшествующих восстановительной и рафинировочной плавок, технологии получения и подготовки порошков и температурно-временных параметров процесса ГП, штамповки и т.п. При нормальных условиях металлический бериллий всегда покрыт оксидной плёнкой толщиной ~20 нм, которая препятствует его дальнейшему окислению.

Дисперсные включения и конгломераты оксида бериллия по границам зерен образуются в результате разрушения и коагуляции в процессе уплотнения покрывающей порошины сплошной оксидной плёнки [1, 2]. На рис. 1 показаны зависимости среднего размера зернограничных включений оксида от содержания легкоплавких примесей для разных температур горячего прессования [1]. Общая тенденция такова, что с ростом температуры и содержания легкоплавких примесей (Al, Si, Mg образуют с бериллием легкоплавкую эвтектику [1]) средний размер включений увеличивается. Обилие и сложность процессов, участвующих в формировании структуры оксида, приводят к тому, что в бериллии формирование структуры оксида эффективно происходит в основном на свободных поверхностях порошин и резко замедляется после приложения давления, достаточного для «смыкания» двух поверхностей порошин.

В настоящей работе рассмотрены особенности разрушения и коагуляции оксидной плёнки на границах порошин в процессе компактирования и отмечены важные особенности процесса коагуляции включений BeO и их влияния на механические свойства горячепрессованного бериллия.

ОБРАЗОВАНИЕ И РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ВКЛЮЧЕНИЙ BeO В БЕРИЛЛИИ

Покажем, что из-за особенностей механизма формирования включений BeO невозможно добиться их равномерного распределения по границам зёрен, и поэтому речь может идти лишь о некотором усреднённом значении, определяемом металлографически путём анализа большого количества единичных измерений. Можно использовать как оптическую, так и электронную микроскопию (просвечивающую — ПЭМ, сканирующую — СЭМ или метод реплик). Каждый из этих методов имеет свои особенности и ограничения. Например, оптическая микроскопия металлографических шлифов даёт статистически наиболее достоверные результаты и при использовании современных программ анализа изображений является наименее трудоёмким методом. Ограничение заключается в сравнительно невысокой разрешающей способности, что может привести к искажению результатов измерений (в зависимости от выбранного увеличения какая-то часть наиболее мелких включений не будет учитываться). Такого ограничения снизу не имеет метод ПЭМ тонких фольг, но зато он ограничен сверху, так как в процессе препарирования фольг происходит удаление крупных включений оксида, выходящих за пределы толщины фольги. Электронная микрофрактография, вне зависимости от используемого метода (реплики, СЭМ и др.), даёт представление о распределении BeO лишь на поверхности разрушения, т.е. в «слабом» месте и не позволяет составить общую картину. Таким образом, для получения объективной информации о состоянии BeO необходимо сочетание различных методов анализа. В данной работе использовались методы СЭМ и реплик. Изучались зернограничные участки поверхностей разрушения круглых образцов для механических испытаний, разорванных при комнатной температуре, поскольку интерес представляли лишь включения BeO на границах зёрен. В некоторых случаях использовалась СЭМ шлифов. С помощью последнего метода удалось установить, что при нагревании металлографического шлифа в вакууме в присутствии паров кремния, который образует с бериллием эвтектику, процесс разрушения и коагуляции покрывающей шлиф оксидной плёнки происходит по-разному на плоскостях с разной кристаллографической ориентацией (рис. 2). Здесь и далее на всех снимках СЭМ включения BeO выглядят светлыми.

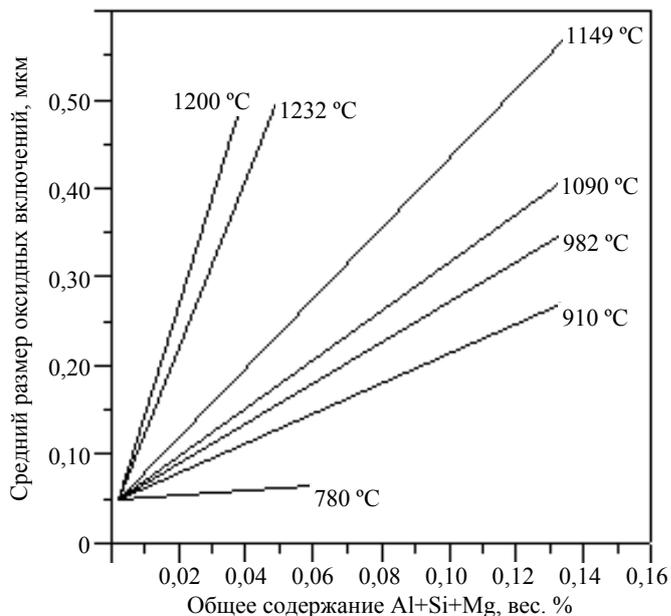


Рис. 1. Зависимость среднего размера зернограничных включений оксида от температуры компактирования и содержания легкоплавких примесей [1]



Рис. 2. Образование оксида (светлые полосы) на разных кристаллографических плоскостях (нагретый шлиф в вакууме в присутствии паров кремния)

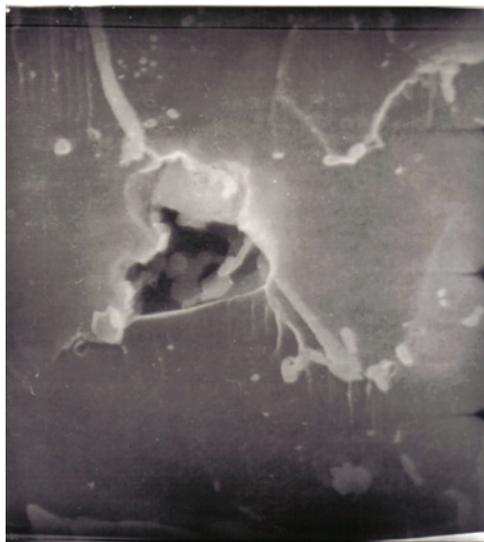


Рис. 3. Включение ВеО (светлые частицы) внутри поры (СЭМ-фрактограмма) после горячего прессования

Кроме того, поскольку происходит усадка, процесс коагуляции будет иметь разную продолжительность на различных участках поверхности порошин. В результате наиболее крупные включения оксида и конгломераты могут даже оказаться внутри пор, всегда присутствующих в ГП-бериллии в количестве до 1%, занимая лишь небольшую часть их объёма (рис. 3). К образованию конгломератов приводит также и испарение бериллия с тонких кромок порошин толщиной менее 2 мкм в вакууме при температуре горячего прессования ~1180 °С.

Рассмотрим некоторую поликристаллическую структуру бериллия со средним размером равноосных зёрен диаметром D , по границам которых равномерно распределены сферические включения оксида диаметром d и средним расстоянием между их центрами вдоль поверхности границы L при объёмном процентном содержании оксида C . С учётом того, что граница зерна в структуре образована двумя поверхностями порошин, получим соотношение

$$L \sim 10d^{3/2}C^{-1/2}D^{-1/2}. \quad (1)$$

Долю X поверхности границ зёрен, занятой включениями оксида, определили выражением

$$X = 0,011 C^{2/3}D^{2/3}L^{-2/3}. \quad (2)$$

Учитывая, что C , D и t связаны соотношением $C = 1 - D^3/(D + 2t)^3$, получим

$$X = 0,75 L^{-2/3}t^{2/3}. \quad (3)$$

Рассмотрим единичное сферическое включение оксида бериллия в неограниченной бериллиевой матрице. Средний коэффициент термического расширения оксида в интервале температур 20—400 °С составляет $(6,5—7)10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ [3], что примерно в два раза меньше, чем у бериллия. Следовательно, после остывания от температуры консолидации включение будет находиться в состоянии всестороннего сжатия.

Элемент объёма бериллиевой матрицы, окружающей включение, испытывает сжатие в радиальном направлении и растяжение в тангенциальном. Величина соответствующих напряжений определяется следующими выражениями [4]:

$$\sigma_r = -Pd^3/8r^3; \quad (4)$$

$$\sigma_\tau = Pd^3/16r^3, \quad (5)$$

где r — расстояние от центра включения; σ_r и σ_τ — соответственно радиальный и тангенциальный компоненты напряжений для $r \geq d/2$; P — напряжение на границе включения и матрицы. При усложнении модели учётом объёмного соотношения фаз напряжение в матрице определяется следующими выражениями [5]:

$$\sigma_r = -P(-d^3/8r^3 + V_2/V_1); \quad (6)$$

$$\sigma_\tau = P(-d^3/16r^3 + V_2/V_1), \quad (7)$$

где V_1 — объём матрицы; V_2 — объём включений. Из (6), (7) видно, что напряжение зависит не только от P , но и от объёмного содержания фаз. В рассматриваемом здесь случае для системы Ве—ВеО поправкой V_2/V_1 можно пренебречь, так как реальное содержание оксида не превышает 3—5%. Также не будем учитывать и поправку, связанную с отклонением формы реальных включений от сферической. Величину этой поправки можно оценить, например, исходя из того, что для эллиптического включения отношение напряжения на межфазной границе пропорционально отношению осей эллипса [6].

Величина давления P не зависит от размера включения и рассчитывается для чисто упругого приближения. В этом случае температурный коэффициент изменения P составляет ~2 МПа/°С, т.е. в таком приближении напряжение возрастёт до ~1000 МПа при охлаждении от 500 °С до комнатной температуры.

Рассмотрим, каким образом включение, находящееся на границе зерна, может влиять на прочность самой границы и тела зерна. Очевидно, что нормально к поверхности границы действует растягивающее напряжение, равное P непосредственно у включения и убывающее пропорционально кубу расстояния от него. Следовательно, прочность границы уменьшится, так как включения оказывают «распирающее» действие на границу. В известных пределах это не опасно, так как в бериллии, как и в большинстве других металлов, прочность границ выше прочности матрицы, однако по мере уменьшения расстояния L между включениями граница ослабится настолько, что будет преобладать межзёренное разрушение при соответствующем снижении пластичности. В первую очередь ослабятся те участки границы, поверхность которых параллельна направлению кристаллографической оси c в одном из зёрен, так как на таких границах и в отсутствие оксида имеется нормальный растягивающий компонент, обусловленный анизотропией коэффициента термического расширения бериллия [7]. Очевиден вывод, что существует некоторое критическое значение расстояния $L_{\text{мин}}$ между включениями, ниже которого разрушение будет преимущественно межзёренным, а пластичность — минимальной. Также очевидно и то, что существует верхний предел $L_{\text{макс}}$, обусловленный хотя бы тем, что при слишком больших расстояниях между включениями будет наблюдаться рост зёрен при высокотемпературных воздействиях (при обычных температурах горячего прессования 1150—1200 °С зернограничные включения BeO препятствуют росту зёрен). Заметим в связи с этим, что у порошкового бериллия отсутствует стадия собирательной рекристаллизации, а возврат и первичная рекристаллизация происходят лишь внутри порошин после соответствующих термомеханических воздействий.

Учитывая, что при постоянных D и C величины L и d связаны между собой соотношением (1), аналогичное заключение можно сделать и о существовании интервала допустимых значений для d : $d_{\text{мин}} < d < d_{\text{макс}}$.

Оценим предельно возможные значения $d_{\text{мин}}$ и $d_{\text{макс}}$. Возьмём для $d_{\text{мин}}$ заведомо заниженную оценку — будем считать, что критическое состояние достигается, когда включения на границе касаются друг друга, т.е. $L = d$. Тогда, используя (1), получим

$$D_{\text{мин}} = 0,01DC. \quad (8)$$

Величину $d_{\text{макс}}$ можно оценить, используя выражение (5)

$$D_{\text{макс}} = 200d_{\text{ср}}/3C, \quad (9)$$

где $D_{\text{макс}}$ — диаметр наибольшего зерна в структуре, содержащей по границам зёрен включения вторых фаз, препятствующих росту зёрен при отжиге; $d_{\text{ср}}$ — средний размер включений. Заменяв $D_{\text{макс}}$ на D и $d_{\text{ср}}$ на $d_{\text{макс}}$, получим

$$d_{\text{макс}} = 0,015DC. \quad (10)$$

Сравнение вычисленных значений $d_{\text{мин}}$ и $d_{\text{макс}}$ для некоторых реальных значений среднего размера зерна (0,2—1,5 мкм) и содержания оксида (5—100% об.) показывает, что:

— несмотря на то, что при оценке $d_{\text{мин}}$ и $d_{\text{макс}}$ были приняты допущения, приводящие к расширению интервала $d_{\text{мин}}—d_{\text{макс}}$, интервал $d_{\text{мин}}—d_{\text{макс}}$ оказывается необычайно узким ($d_{\text{мин}}/d_{\text{макс}} = 2/3$);

— для каждого конкретного сочетания размера зёрен (порошин) и содержания оксида существует собственный интервал допустимых значений d , не перекрывающийся с интервалами для других сочетаний D и C .

Иными словами, в реальном порошковом бериллии, полученном из порошка с достаточно широким гранулометрическим составом, невозможно обеспечить оптимальные размерные параметры зернограничных включений BeO во всём объёме материала, даже если предположить, что процесс коагуляции происходит во всех точках объёма идентично.

Из приведённых оценок также следует, что чем меньше средний размер зерна (или мельче порошки) и содержание кислорода, тем уже допустимый интервал значений d , что, в свою очередь, налагает жесткие ограничения на возможность варьирования параметрами технологического процесса консолидации.

Что касается количества оксида, находящегося в виде включений в матрице зерна, то здесь возможны две независимые оценки в предположениях:

— весь оксид, содержащийся в слитке, поступающем на дробление и измельчение, целиком находится в матрице. Это количество в слитках технического металла может достигать 0,2%;

— экстраполяция зависимости содержания BeO в порошке от величины его удельной поверхности к нулевой удельной поверхности дает количество оксида, содержащегося в матрице. Такая обработка экспериментальных результатов [8] также даёт величину 0,1—0,2%. Очевидно, что внутризёрренные включения оксида способствуют зарождению разрушения по плоскостям базиса, причем этот эффект должен усиливаться с уменьшением величины остаточных термических микронапряжений (ОТМ).

Изложенный подход к механизму влияния включений оксида в целом применим и к включениям интерметаллических соединений (простых и сложных бериллидов), как изначально присутствующих в структуре, так и образующихся в результате термообработок, поскольку коэффициенты термического расширения бериллидов меньше, чем у бериллия [9]. С учётом этого обстоятельства становится понятным неоднозначное влияние одинаковых термообработок на свойства различных сортов порошкового металла. Особенно это касается режима отжига при 800 °С в течение двух часов, долгое время применявшегося «для снятия внутренних напряжений» [10]. Действительно, в зависимости от конкретного распределения включений оксида появляющиеся в результате термообработки интерметаллидные выделения могут как ухудшать, так и улучшать свойства порошкового металла (этот вопрос здесь не рассматривается).

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ ВЛИЯНИЯ ВКЛЮЧЕНИЙ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОРОШКОВОГО БЕРИЛЛИЯ

Анализ возможных механизмов влияния включений BeO на механические свойства порошкового бериллия позволяет выделить два конкурирующих и дополняющих друг друга процесса. С одной стороны, зернограничные включения BeO, препятствуя осуществлению проскальзывания по границам зёрен и релаксации зернограничной концентрации напряжений, приводят к росту ОТМ и, соответственно, изменению предела прочности σ_B и удлинения δ [7, 11]. С другой стороны, с ростом дисперсности включений увеличивается доля площади границ зёрен, занятая включениями, и усиливается разупрочняющее влияние BeO на границы зёрен, приводящее к падению σ_B и δ .

Оба эти механизма приводят к возрастанию доли межзёрненного разрушения по мере увеличения ОТМ. Отличие заключается в том, что в первом случае прочность должна увеличиваться с ростом ОТМ, а во втором — уменьшаться с одновременным уменьшением пластичности. Экспериментальная проверка связи между механическими свойствами, величиной ОТМ и дисперсностью включений оксида была выполнена путём прямых измерений на нескольких материалах, полученных методом горячего прессования по различным режимам одного и того же порошка. Режимы горячего прессования были подобраны таким образом, чтобы обеспечить максимальное различие в прочности при сохранении пористости и среднего размера зерна на одном уровне. Перед механическими испытаниями и измерением ОТМ образцы были отожжены при температуре 1220 °С, превышающей максимальную температуру горячего прессования для приведения металлических примесей в одинаковое структурно-фазовое состояние. Учитывая, что гранулометрический состав порошка, химический состав, средний размер зерна и структурное состояние примесей для всех образцов идентичны, можно утверждать, что наблюдаемые различия в прочности σ_B (и величине ОТМ) обусловлены исключительно различием в размере включений оксида по границам зёрен. Некоторые результаты приведены в таблице.

Сводные данные по взаимосвязи между механическими свойствами, величиной ОТМ, параметрами горячего прессования (температурой T , давлением P , скоростью перемещения пуансона V) и размерами зерна D и зернограничных включений d оксида бериллия BeO

Исходный порошок (марка)	Содержание BeO, вес. %	Режим горячего прессования			D , мкм	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ОТМ, МПа	d BeO (оценка), мкм
		T , °С	P , МПа	V , мм/мин						
ПТБ-56	1,4	1080	500	1,15	17	517	418	4	280	0,11
		1140	650		19	417	298	2	200	0,17
		1200	650		21	368	290	1	160	0,21

Размер зернограничных включений оксида оценивался по микрофрактограммам зернограничных участков изломов образцов после механических испытаний на растяжение при комнатной температуре

после горячего прессования. Типичные микрофрактограммы показаны на рис. 4—6. Отметим, что оценка распределения зернограничных включений ВеО по размерам с использованием фрактограмм не характеризует реальное среднестатистическое распределение, свойственное данному материалу в целом, а лишь позволяет судить о критических значениях параметров d или L , которые в сочетании с суммарным содержанием ВеО, размером зерна и локальной картиной напряжённого состояния приводят к межзёрённому разрушению.

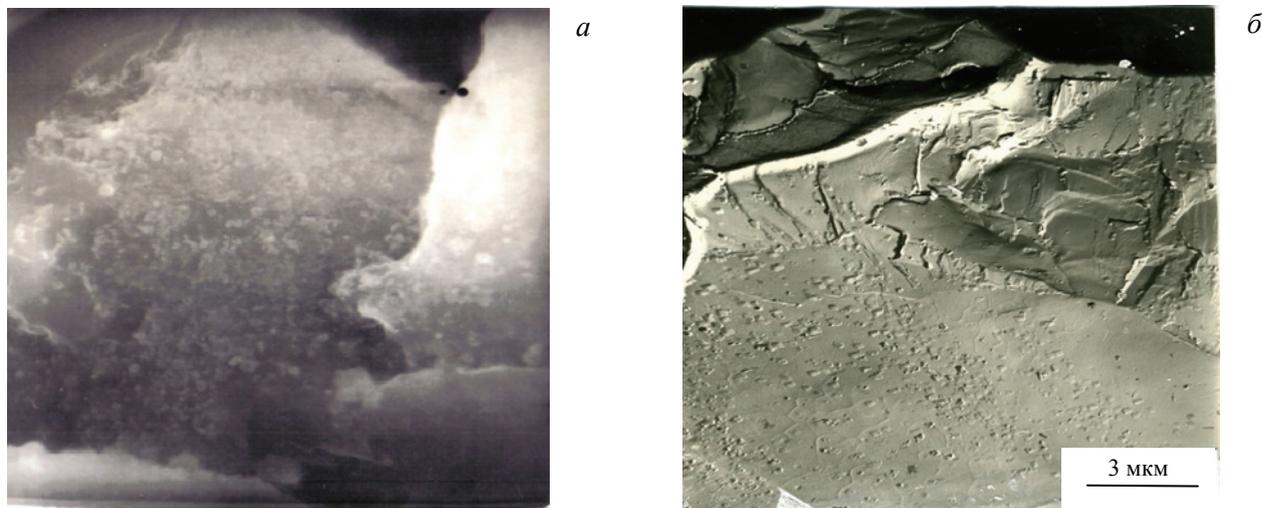


Рис. 4. Микрофрактограммы ГП бериллия, $\sigma_B = 517$ МПа (см. таблицу): *a* — СЭМ, *б* — угольная реплика с платиновым оттенением

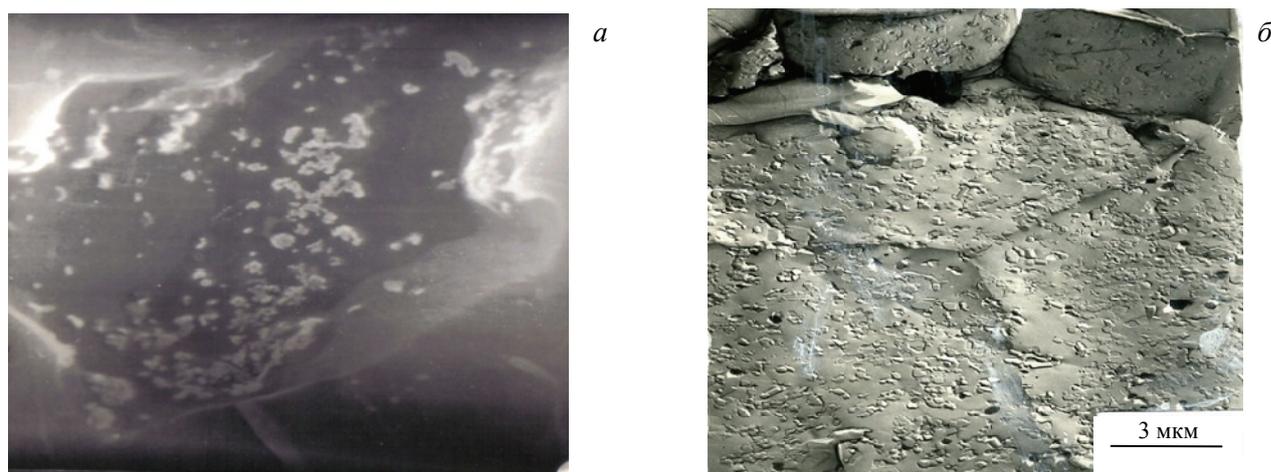


Рис. 5. Микрофрактограммы ГП бериллия, $\sigma_B = 417$ МПа (см. таблицу): *a* — СЭМ, *б* — угольная реплика с платиновым оттенением

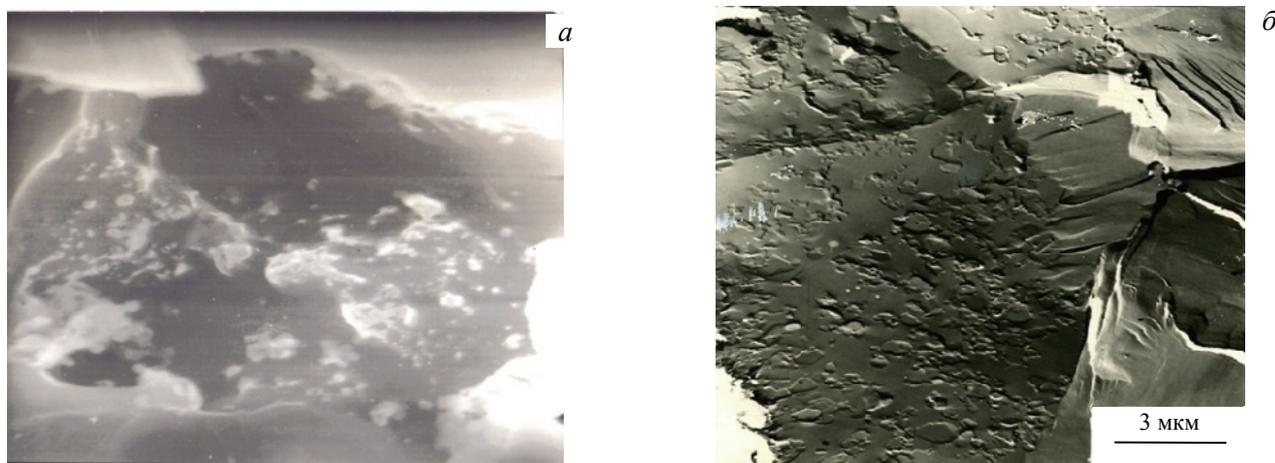


Рис. 6. Микрофрактограммы ГП бериллия, $\sigma_B = 368$ МПа (см. таблицу): *a* — СЭМ, *б* — угольная реплика с платиновым оттенением

Анализ полученных результатов приводит к следующим выводам:

- уменьшение среднего размера включений оксида по границам зёрен приводит к росту ОТМ от 160 до 280 МПа и соответствующему росту σ_B от 368 до 517 МПа;
- прочность горячепрессованного бериллия сложным образом зависит от его структуры — при одних и тех же среднем размере зерна, содержании кислорода и металлических примесей прочность изменяется в зависимости от размера включений оксида;
- высокая температура заключительного отжига (1220 °С) не приводит к росту зерна и оксидных включений (образование оксида происходит на свободных поверхностях).

Рассмотренные аспекты механизма влияния оксида на ОТМ, σ_B и характер разрушения порошкового металла хотя и имеют скорее качественный характер, тем не менее позволяют дать трактовку многим экспериментальным результатам, содержащимся в обширной литературе по бериллию и не получившим объяснения. В качестве примера проанализируем с указанных позиций результаты работы [12], где проводилось сравнительное изучение механических свойств и характера разрушения бериллия литейного и порошкового происхождения под гидростатическим давлением до 1000 МПа. Заслуживают внимания два экспериментальных факта, причины которых не установлены [13]:

- литой бериллий разрушается сколом по телу зерна во всём диапазоне давлений, тогда как порошковый до давления 600 МПа разрушается по границам зёрен, а при более высоких давлениях — по телу зерна;
- в литом металле после испытаний при всех давлениях, кроме нулевого, обнаружены микротрещины, в то время как у порошкового металла они отсутствуют.

С позиций концепции ОТМ этим фактам можно дать удовлетворительное физическое объяснение. В самом деле, литой металл должен обладать существенно более низким уровнем ОТМ по сравнению с порошковым, так как он не содержит включений оксида по границам зёрен. Отсутствие в нём микротрещин после испытаний при нулевом (атмосферном) давлении говорит о том, что первая же образовавшаяся трещина приводит к разрушению. Одним из эффектов наложения внешнего гидростатического давления является такое изменение напряжённого состояния зерна и приграничных областей, какое наблюдалось бы просто при возрастании ОТМ. Причиной этого является анизотропия коэффициента сжимаемости монокристаллов бериллия. Схема возникновения микронапряжений аналогична рассмотренной в [7]. Тогда в связи с появлением сжимающего компонента напряжений вдоль кристаллографической оси c вероятность распространения трещин через границу будет уменьшаться и в структуре будут наблюдаться микротрещины в отдельных зёрнах. Надо полагать, что при достаточно высоком давлении микротрещины должны вообще исчезнуть. О такой возможности говорит факт уменьшения их количества с ростом давления при постоянной деформации, отмеченный в [12].

Что касается перехода от преимущественно межзёренного разрушения к внутризёренному у порошкового металла при 600 МПа, то очевидно, что в данном случае такая величина давления необходима для того, чтобы скомпенсировать описанное разупрочняющее действие на границы зёрен включений оксида. Используемый для исследований горячепрессованный бериллий (ПТБ-56) имел, по-видимому, высокий уровень ОТМ, что и обусловило, во-первых, отсутствие микротрещин после испытаний во всём диапазоне давлений и, во-вторых, преобладание межзёренного разрушения при небольшом давлении.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Рассмотрен механизм формирования зернограничных включений оксида бериллия (BeO) в процессе компактирования (горячего прессования) бериллиевых порошков. Образование включений BeO на поверхности порошин происходит за счёт разрушения сплошной оксидной плёнки толщиной ~20 нм, изначально покрывающей порошины, и сложным образом зависит от кристаллографической ориентации поверхности, количества примесей (Mg, Al, Si), образующих с бериллием легкоплавкую эвтектику, и температуры компактирования. Включения BeO неравномерно распределяются по границам зёрен. Чем меньше размер зерна (чем мельче порошки) и содержание BeO, тем уже оптимальный интервал размеров включений.

В реальном порошковом бериллии практически невозможно обеспечить оптимальное однородное распределение включений оксида по размерам во всём объёме материала вследствие многофакторного процесса формирования включений на границах зёрен.

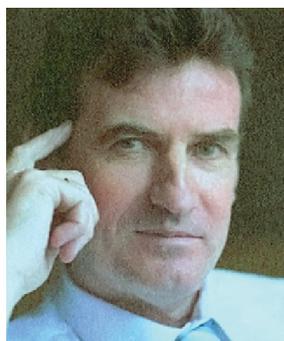
Предложена модель возникновения остаточных микронапряжений в горячепрессованном бериллии, в рамках которой дано непротиворечивое объяснение некоторым ранее не вполне понятным экспериментальным фактам и наблюдениям, а также предсказаны новые явления, свойственные горячепрессованному бериллию, когда при одних и тех же среднем размере зерна, содержании кислорода и металлических примесей прочность изменяется в зависимости от размера включений оксида.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Webster D.** The effect of low melting phases on the elevated temperature microstructural stability of hot pressed beryllium. — *Met. Trans.* 6A, 1975, p. 803—808.
2. **Webster D., Crooks D.D., Vidoz A.E.** The effect of oxide dispersion on the recrystallization of beryllium. — *Met. Trans.*, 1974, vol. 4, № 12, p. 2841—2847.
3. **Беляев Р.А.** Окись бериллия. — М.: Госатомиздат, 1962.
4. **Тимошенко С.П., Гудьер Дж.** Теория упругости. — М.: Наука, 1979. 560 с.
5. **Горбачёв В.А., Шаврин С.В.** Термические напряжения в спеках. — М.: Наука, 1982.
6. **Gurand J.** Some aspects of the fracture of metallic composites. — In: *Fundamental Phenomena in the Material Sciences*, vol. 4. Fracture of metals. — New York, 1967.
7. **Тузов Ю.В., Краснощеков Е.С., Маркушкин Ю.Е.** Бериллий — состояние проблемы, возможности и перспективы. — *ВАНТ. Сер. Термоядерный синтез*, 2011, вып. 2, с. 21—27.
8. **Turner G.I., Lane R.A.** The effect of powder particle size on the mechanical properties of hot pressed P1 beryllium. — In: *Proc. Beryllium 1977 Conf. London, Oct., 1977*, p. 1/15.
9. **Самсонов Г.В., Эпик А.П.** Тугоплавкие покрытия. — М.: Металлургия, 1973.
10. **Локшин И.Х.** Термическая обработка для понижения внутренних напряжений в бериллии. — *МиТОМ*, 1970, № 5, с. 61—62.
11. **Тузов Ю.В., Хомутов А.М.** Разработка обобщающего критерия работоспособности изделий из бериллия. — *Цветные металлы*, 2010, № 9, с. 76—78.
12. **Aladag E., Li H., Pugh D., Radcliff S.V.** The mechanical behaviour of beryllium at high pressure. — *Acta Met.*, 1969, vol. 17, p. 1467—1481.
13. **Папиров И.И., Тихинский Г.Ф.** Пластическая деформация бериллия. — М.: Атомиздат, 1973.



Алиса Александровна Николаенко, с.н.с.; Национальный научный центр «Харьковский физико-технический институт» НАНУ, 61108, Харьков, ул. Академическая, д. 1, Украина



Юрий Валентинович Тузов, к.техн.н., временный руководитель; ОАО «Высокотехнологический НИИ неорганических материалов имени академика А.А. Бочвара», 123060, Москва, ул. Рогова, д. 5А, Россия
tuzov@bochvar.ru

Статья поступила в редакцию 15 марта 2012 г.
Вопросы атомной науки и техники.
Сер. Термоядерный синтез, 2012, вып. 2, с. 52—59.