

УДК 539.4.015.

д.т.н. Ершова Т.Б., к.т.н. Дворник М.И., к.ф.-м.н. Михайленко Е.А.

Моделирование скорости высвобождения упругой энергии при распространении трещины в WC-Co твердых сплавах разного состава от поры методом конечных элементов.

Modeling of the strain energy release rate during propagation of a crack in WC-Co hard alloys with different compositions from the pore by the finite element method.

Аннотация. Методом конечных элементов изучен процесс распространения трещины от исходной поры в модельных микроструктурах WC-Co твердых сплавов с разной объемной долей кобальтовой фазы. Проведен расчет скорости высвобождения энергии разрушения при продвижении трещины через участки кобальтовой фазы и карбидные зерна.

Ключевые слова: метод конечных элементов, прочность, скорость высвобождения энергии, твердый сплав.

Abstract: The process of crack propagation from the initial pore in the microstructures of hard alloys with different volume fraction of the cobalt phase was studied by simulation of the stressed state by the finite element method. A calculation is made of the rate of release of fracture energy during the advance of a crack through sections of the cobalt phase and carbide grains.

Keywords: finite element method, strength, energy release rate, hard alloy.

Стремление к повышению твердости и износостойкости за счет уменьшения размера зерна привело к созданию субмикронных,

ультрамелкозернистых и наноструктурных твердых сплавов, которые обладают значительно более высокими эксплуатационными характеристиками [1,2]. Наблюдаемое увеличение прочности сплавов с высокой твердостью при уменьшении диаметра зерна карбида вольфрама не укладывается в закономерность, описываемую традиционными теориями прочности [3] Это несоответствие объясняется отсутствием в традиционных моделях прочности параметров критического дефекта. Для исследования процесса распространения трещин активно применяют методы компьютерного моделирования, с помощью которых определяют механизмы роста трещин, рассчитывают трещиностойкость, скорость высвобождения энергии разрушения, определяют прочность твердых сплавов [4-6]. Если объединить экспериментальные данные о вязкости разрушения фаз WC и Co с расчетными значениями скорости высвобождения энергии, то можно смоделировать процесс распространения трещины в микроструктурах ТС с различным размером дефекта и содержанием кобальта.

Целью данной работы является исследование влияния диаметра исходного дефекта на прочность твердых сплавов.

Микроструктура твердого сплава представляет собой карбидный скелет (WC), в прослойках которого располагается кобальтовая фаза, которую в дальнейшем мы будем называть кобальтом (Co) (рис.1). Объемная доля кобальтовой фазы в исследуемых микроструктурах составляла 3,45, 6,45, 13,23 и 25,03 об.%. Под действием нагрузки (1 ГПа) в твердом сплаве возле имеющегося дефекта зарождается трещина, которая распространяется через карбидный каркас и участки кобальтовой фазы, что приводит к разрушению изделия (рис. 2а). Известно, что в кобальтовых участках значительная доля энергии затрачивается на образование пустот и деформирование мостиков между ними на пути трещины. В остальном участке кобальтовой прослойки энергия затрачивается на упрочнение кобальта, микротвердость которого

достигает 10-27 ГПа [6]. Из-за малого объема зоны интенсивной пластической деформации и высокой твердости участков кобальта мы будем использовать лишь теорию упругости для моделирования поведения кобальта ($E_{Co} = 215$ ГПа, $\nu_{Co} = 0,31$) по аналогии с WC ($E_{WC} = 720$ ГПа, $\nu_{WC} = 0,3$).

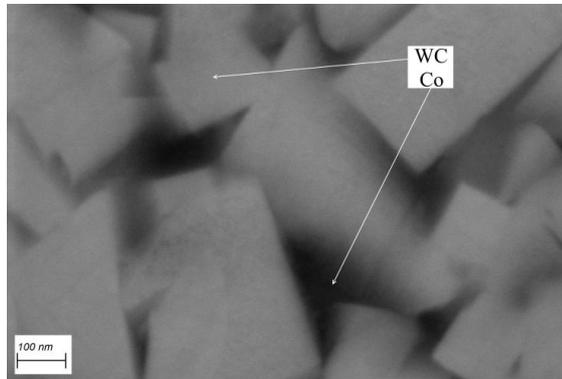


Рис.1 Микроструктура ультрамелкозернистого твердого сплава WC-8Co-0.4VC-0.4Cr₃C₂.

В работе исследовано распространение трещины в модельных микроструктурах шириной W , в которых имеются карбидный скелет, состоящий из симметричных восьмигранных зерен карбида вольфрама определенного диаметра вписанной окружности ($d_{WC} = 200$ нм), квадратные участки кобальта, диагональ которых равна l_{Co} , и центральная пора с диагональю разного диаметра (рис.2 б,в).

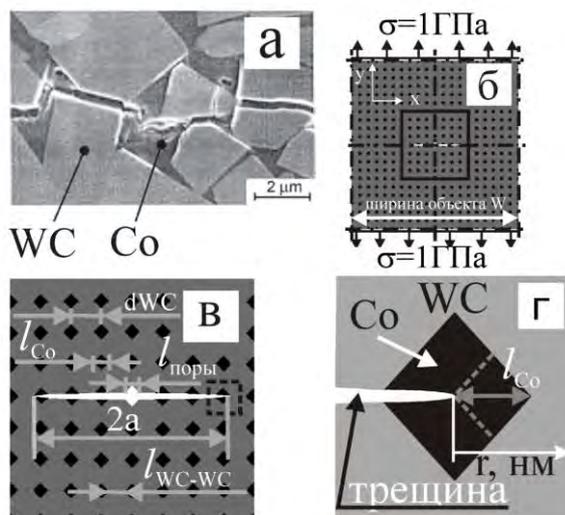


Рис. 2. Микроструктура ТС с трещиной (а), модельная микроструктура с порой и трещиной (б,в) и ее центральная часть (г).

В представленных микроструктурах были рассчитаны двухмерные поля напряжений и смещений при продвижении трещины от поры с помощью метода конечных элементов. Для верхнего и нижнего края моделируемой микроструктуры установили граничные условия Неймана ($\sigma^* = 1$ ГПа), для правого и левого края – граничное условие Дирихле (смещения $u_x = 0$). Скорость высвобождения энергии для единичной нагрузки (G_I^*) определяли путем численного подсчета работы совершенной силами $\sigma_{yy}(r)$ приложенными на длине Δa при удлинении трещины от a до $a+\Delta a$:

$$G_I^*(a) \approx \frac{\sum_{i=1}^{\Delta a/\Delta r} \sigma_{yy}^* u_y^* \Delta r}{\Delta a} \quad (1)$$

где σ_{yy}^* – напряжения у кончика трещины длиной a на участке Δa под действием единичной нагрузки, u_y^* – смещения после удлинения трещины на том же участке, Δa — удлинение трещины, r — расстояние от кончика трещины (рис. 2г), Δr – шаг численного интегрирования.

Все параметры микроструктуры ($W/(2a_{max})=4$, $a_{min}/\Delta a=5$, $\Delta a/l_{кэ}=33$, $l_{кэ}/\Delta r=3$) были выбраны с учетом необходимости минимизации погрешности и ограниченности вычислительных возможностей системы:

$$W \gg a \gg \Delta a \gg l_{кэ} \gg \Delta r \quad (2)$$

Программа OOF2 (NIST США) [7] позволила рассчитать методом сопряженных градиентов распределение напряжений и смещении, на основе которых были рассчитаны скорости высвобождения энергии при продвижении трещины.

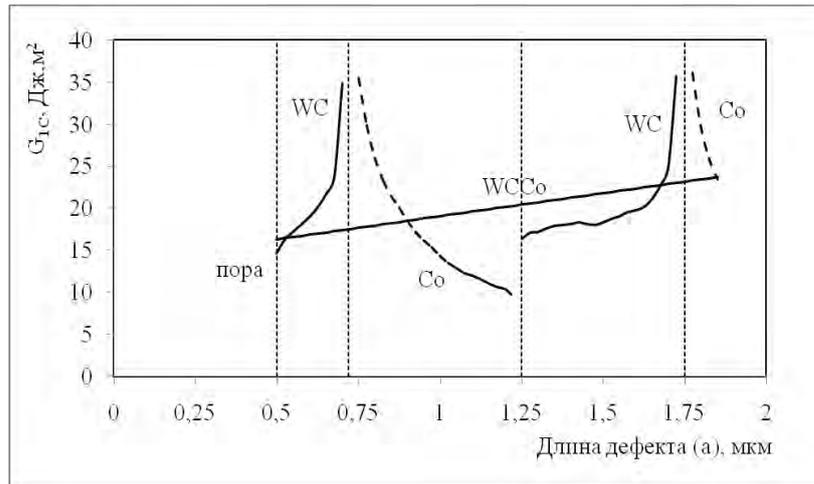


Рис. 3 Зависимость скорости высвобождения энергии разрушения от длины дефекта для сплава с диаметром зерна 200 нм, диаметром исходной поры 1 мкм.

Используемая авторами методика хорошо согласуется с известным аналитическим решением (3) [8]. Так, например, для микроструктуры со свойствами твердого сплава отклонение скорости высвобождения энергии (G_I^*), рассчитанной по данной методике от известного аналитического решения (3) (G_I^{**}) не превышает 10%:

$$G_I^{**}(a) = \frac{(\sigma^*)^2 \pi a}{E} (1 - \nu^2) \quad (3)$$

При продвижении трещины через ближайшее к поре зерно карбида вольфрама $G_{IC}^{WC}(a)$, растет, а при продвижении трещины через кобальтовую прослойку $G_{IC}^{Co}(a)$ уменьшается, отклоняясь от зависимости, полученной по модели (3) (рис. 3.).

Критерием распространения трещины через карбидные зерна и кобальтовые прослойки было соответствие условию (4):

$$G_I \geq G_{IC} \quad (4)$$

где G_I – скорость высвобождения энергии разрушения и G_{IC} – вязкость разрушения материала.

Вязкость разрушения зерен карбида вольфрама была выбрана из множества близких значений, полученных экспериментально в различных

условиях ($G_{IC}^{WC} = 58,5 \text{ Дж/м}^2$) [9]. Вязкость разрушения кобальта увеличивается при увеличении среднего размера участков кобальтовой фазы, что вызвано увеличением возможностей развития пластической деформации. В данной работе для определения вязкости разрушения кобальта использовали уравнение (5), выведение которого подробно описано в [8]

$$G_{IC}^{Co} = 1334 \cdot \lambda_{Co} + 62,8 \quad (5)$$

Средний размер кобальтовых участков λ_{Co} в уравнении (5), соответствует размеру l_{Co} моделируемых в данной работе микроструктур (рис. 2). При продвижении трещины в конкретном кобальтовом участке длина l_{Co} уменьшается каждый раз на прирост трещины Δa . Поэтому критическая скорость высвобождения энергии разрушаемой кобальтовой прослойки была рассчитана с учетом изменения l_{Co} .

Зная критическую скорость высвобождения энергии (G_{IC}) при определенной длине трещины (a) для зерен карбида вольфрама и участков кобальтовой связки, и скорость высвобождения энергии у кончика трещины (G_I^*) в моделируемой микроструктуре, рассчитывали внешнюю нагрузку $\sigma(a)$, необходимую для продвижения трещины в каждой исследуемой точке:

$$\sigma(a) = \sigma^* \sqrt{\frac{G_{IC}}{G_I^*}} \quad (6)$$

Максимальное полученное значение внешней нагрузки, необходимой для продвижения трещины через всю микроструктуру является прочностью (σ_θ).

Результаты и обсуждение

Зависимости скорости высвобождения энергии от общей длины дефекта носит нелинейный характер, скорость растет, стремясь к ∞ , при прохождении трещины через карбидные зерна и падает при разрушении кобальтовой фазы. (рис. 4) Необходимая внешняя нагрузка (σ) уменьшается, стремясь к 0.

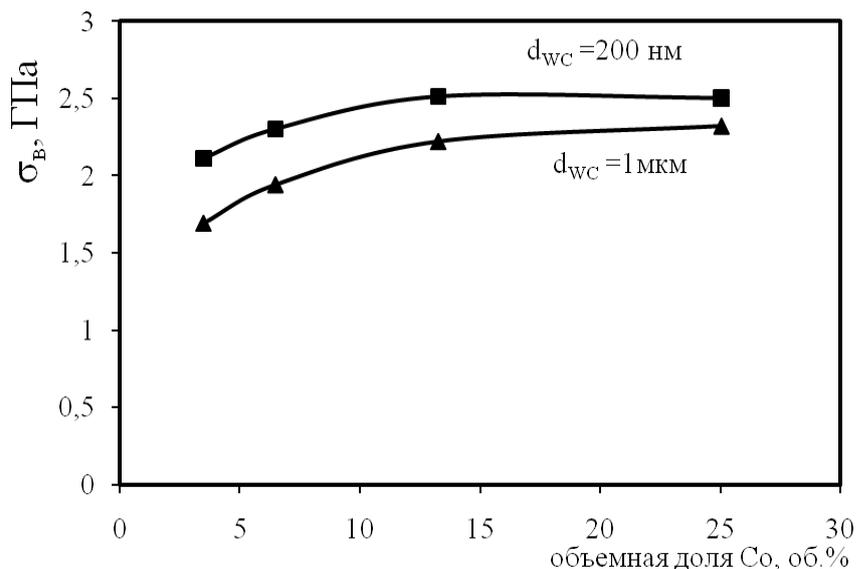


Рис. 4 Зависимость максимальных напряжений, необходимых для продвижения трещины в микроструктурах исследуемых сплавов от объемной доли кобальтовой фазы в них при исходной поре диаметром 5 мкм.

Наличие в микроструктуре поры, диаметр которой значительно превышает диаметр зерен карбида вольфрама, приводит к снижению прочности твердого сплава почти в 7 раз, по сравнению со сплавами, диаметр пор в которых был равен диаметру зерен WC [8]. Данная закономерность справедлива как для субмикронных, так и для наноструктурных твердых сплавов (рис. 4). Однако, при одинаковом размере исходной поры, прочность сплавов с меньшим диаметром частиц карбида вольфрама (200 нм) не существенно превышает прочность сплавов с большим (1 мкм) диаметром частиц WC. Таким образом, наличие крупных дефектов сводит к минимуму увеличение прочности за счет уменьшения диаметра зерен. В работе [10] авторами получен сплав, содержащий скопления крупных зерен в окружении мелких, свойства такого сплава сопоставимы со свойствами крупнозернистого сплава. Полученный результат согласуется с результатами исследователей из Японии [11], которые экспериментально доказали, что уменьшение размера критического дефекта приводит к трехкратному увеличению прочности ТС определенного состава и структуры.

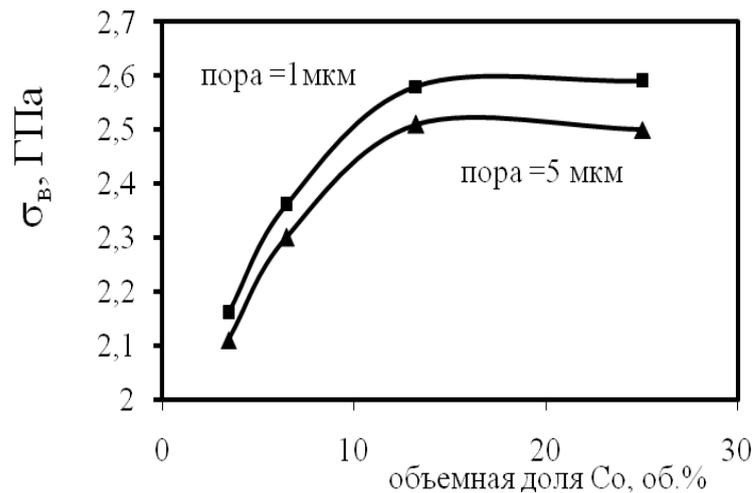


Рис.5 Зависимость максимальных напряжений, необходимых для продвижения трещины в микроструктурах твердого сплава ($d_{WC}=200$ нм) от объемной доли Co.

Увеличение объемной доли кобальтовой фазы в исследуемых сплавах с большой порой приводит к увеличению напряжений, необходимых для продвижения трещины через прослойку кобальта (рис. 5).

Выводы

Моделирование методом конечных элементов процесса продвижения трещины в микроструктуре WC-Co твердых сплавов показало, что наличие большой поры нивелирует эффект роста прочности сплава от уменьшения диаметра зерна WC, увеличение диаметра поры относительно диаметра зерна, приводит к значительному уменьшению прочность сплава, увеличение объемной доли кобальта в сплаве приводит к увеличению его прочности.

Литература

1. Дворник М.И., Ершова Т.Б., Зайцев А.В. Получение наноструктурированных вольфрамкобальтовых твердых сплавов повышенной прочности // Композиты и наноструктуры. 2011, № 2, с. 40.
2. Gille G., Szesny B., Dreyer K., van den Berg H., Schmidt J., Gestrich T., Leitner G. Submicron and ultrafine grained hardmetals for microdrills and metal cutting inserts. // International Journal of Refractory Metals & Hard Materials. 2002, Vol. 20, pp. 3–22.
3. Fang Z.Z. Correlation of transverse rupture strength of WC-Co with hardness //

- International Journal of Refractory Metals & Hard Materials. 2005, Vol. 23, pp. 119.
4. McVeigh C., Liu V.K. Multiresolution modeling of ductile reinforced brittle composites. // Journal of the Mechanics and Physics of Solids. 2009, Vol. 57, pp. 244.
 5. Honle S., Shmauder S. Micromechanical simulation of crack growth in WC/Co using embedded unit cells. // Computational materials science. 1998, Vol. 13, pp. 56.
 6. Engqvist H., Wiklund U. Mapping of mechanical properties of WC-Co using nanoindentation. // Tribology Letters. 2000, Vol. 8, pp. 147.
 7. Kim C.S., Massa T.R., Rohrer G.S. Modeling the relationship between microstructural features and the strength of WC-Co composites. // International Journal of Refractory Metals & Hard Materials. 2006, Vol. 24, pp. 89.
 8. Дворник М.И., Михайленко Е.А. Моделирование процесса распространения трещины в субмикронных и наноструктурных твердых сплавах // Механика композиционных материалов и конструкций.- 2014.- Т. 20.- № 1, -С. 3-15.
 9. Felten F., Schneider G.A., Sadowski T. Estimation of R-curve in WC/Co cermet by CT test. // International Journal of Refractory Metals & Hard Materials. 2008, Vol. 26, pp. 55.
 10. Ravichandran, K.S. Fracture Toughness of Two Phase WC-Co cermets // Acta metall. Mather. 1994.- V.42.- № 1.- P.143-150.
 11. Hisashi Suzuki and Kozi Hayashi. The Strength of WC-Co Cemented Carbide in Relation to Structural Defects. // Transactions of the Japan Institute of Metals. 1975, Vol.16, No.6, pp. 353-360.

Сведения об авторах

Ершова Татьяна Борисовна

ФГБУН Институт Материаловедения ХНЦ ДВО РАН

680045, г. Хабаровск, ул. Тихоокеанская, 153.

Доктор технических наук.

Директор ИМ ХНЦ ДВО РАН.

SPIN-код: 8560-7582

Михайленко Елена Альбертовна

ФГБУН Институт Материаловедения ХНЦ ДВО РАН

680045, г. Хабаровск, ул. Тихоокеанская, 153.
Кандидат физико-математических наук
Научный сотрудник
mea80@list.ru
SPIN-код: 3492-9020

Дворник Максим Иванович
ФГБУН Институт Материаловедения ХНЦ ДВО РАН
680045, г. Хабаровск, ул. Тихоокеанская, 153.
Кандидат технических наук
Старший научный сотрудник
maxxxx80@mail.ru
SPIN-код: 8132-8414