

20. Цвелодуб И.Ю. О некоторых подходах к описанию установившейся ползучести в сложных средах // Динамика сплошной среды: Сб. науч. тр. / АН СССР, Сиб. отд-ние, Ин-т гидродинамики. — Новосибирск, 1976. — Вып. 25.
21. Локощенко А.М. Длительная прочность при сложном напряженном состоянии // Пробл. прочности. — 1983. — № 8.
22. Горев Б.В., Никитенко А.Ф. К ползучести материалов с разными характеристиками на растяжение и сжатие // Динамика сплошной среды: Сб. науч. тр. / АН СССР, Сиб. отд-ние, Ин-т гидродинамики. — Новосибирск, 1970. — Вып. 6.
23. Лепин Г.Ф., Горпинич В.Ф., Будаев С.И. Некоторые особенности влияния знака нагрузки на развитие повреждений в металлических материалах при длительном деформировании // Механика: Сб. — Куйбышев, 1976. — Вып. 9.
24. Лепин Г.Ф., Горпинич В.Ф., Нестеренко В.М. Исследование кинетики развития повреждаемости металлов и сплавов в процессе ползучести // 8-я Всесоюз. конф. по физике прочности и пластичности металлов и сплавов: Тез. докл. — Куйбышев, 1976.

г. Новосибирск

Поступила 2/VII 1993 г.

УДК 621.762

*С.Н. Кульков, С.Ф. Гнусов, Л.М. Молчунова*

#### ФОРМИРОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ КОМПОЗИТА ПРИ ЕГО ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

В [1] показано, что использование в твердых сплавах структурно-неустойчивой связующей фазы позволяет значительно улучшить их вязкость и пластичность при сохранении уровня прочности в условиях квазистатического нагружения. Проведенные исследования позволяют выделить ряд основных моментов поведения материала при нагружении: в композите формируются внутренние напряжения сжатия и изменяется структура вследствие фазового превращения в матрице под действием внешнего нагружения, что обеспечивает формоизменение в любом малом объеме материала с одновременным его упрочнением.

Физический смысл применения структурно-неустойчивой связующей фазы в композитах состоит в понижении масштаба структурного уровня пластической деформации за счет формирования в процессе неоднородного нагружения микроструктурного состояния связующей фазы. К таким материалам, согласно [1], могут быть отнесены сплавы TiC — TiNi, WC — NiAl, WC — сталь Г13 и др. По-видимому, эти эффекты будут сохраняться и в условиях динамического нагружения, обеспечивая высокие механические свойства композита.

Цель настоящей работы — изучение макро- и микроструктуры твердого сплава WC — сталь Г13 со стабильным и метастабильным состоянием матрицы после динамического нагружения. Нагружение осуществлялось ударом шарового элемента, изготовленного из этого сплава, о плиту из алюминиевого сплава со скоростями 700—2000 м/с.

В случае стабильного состояния связующей фазы ударное нагружение приводит к разрушению шарового элемента, осколки которого остаются в преграде и частично выносятся из нее. Если матрица находится в метастабильном состоянии, динамическое воздействие не приводит к нарушению сплошности материала ударника, при равных скоростях соударения меняется лишь форма метаемого элемента. По изменению геометрических размеров метаемого тела, согласно [2], можно рассчитать динамический предел текучести

© С.Н. Кульков, С.Ф. Гнусов, Л.М. Молчунова, 1994

$$(1) \quad Y_0 = \frac{\rho V^2}{2} \cdot \frac{1}{\ln \frac{L_0 - h}{L_f - h}},$$

где  $\rho$  — плотность материала;  $V$  — скорость;  $L_0$  и  $L_f$  — начальная и конечная длина метаемого тела;  $h$  — глубина пластического фронта. Как видно из формулы (1), для определения динамического предела текучести необходимо измерить начальную и конечную длину ударника и глубину пластического фронта. Поскольку размер структурных элементов композита очень мал (например, размер карбидных частиц 1—2 мкм), то металлографическими исследованиями определить глубину пластического фронта не представляется возможным. С другой стороны, так как изменилась геометрическая форма образца, то можно предположить, что пластической деформации был подвергнут весь объем материала. С учетом этого предположения рассчитан динамический предел текучести (рис. 1).

С увеличением скорости деформации  $Y_0$  растет и для  $V = 1000$  м/с составляет 1700 МПа, а для  $V = 1800$  м/с — 3600 МПа и превышает предел текучести  $\sigma_{0.2}$  в 3,5 раза, а также и предел прочности (рис. 1). С увеличением скорости наблюдается интенсивный рост  $Y_0$ , и при  $V = 1600$  м/с он достигает значений предела прочности. Дальнейшее повышение скорости вызывает разрушение материала. На основании этих данных можно утверждать, что скорость, при которой  $Y_0 = \sigma_B$ , является границей вязкохрупкого перехода при динамическом нагружении материала в данном интервале скоростей.

Анализ микроструктуры образцов после динамического нагружения показывает (рис. 2), что в материале наблюдается большое количество микротрещин, концентрирующихся в параллельные полосы или «треки», пронизывающие весь объем материала либо расположенные вблизи поверхности метаемого элемента.

Сам факт появления таких упорядоченных микротрещин в виде «треков» свидетельствует об особом состоянии структурно-неустойчивой связующей фазы. Более того, видно, что они образовались на самых ранних стадиях соударения и только впоследствии произошел откол (рис. 2, а). По-видимому, это связано с наличием в данном композите дисперсной карбидной фазы. Для проверки данного предположения построены распределения карбидов по размерам и расстояниям между образовавшимися трещинами  $N(d)$  и  $N(h)$  для двух сплавов с различным размером карбидного зерна (для  $d = 1$  и 2,2 мкм — рис. 3, а, б соответственно).

Обращают на себя внимание регулярность максимумов в распределении расстояний между микротрещинами и падение их интенсивности. Если для  $N(d)$  имеем максимум при  $d = 1$  мкм, то на зависимости  $N(h)$  их, по крайней мере, три — при  $h = 2, 4$  и 8 мкм. Аналогичная зависимость  $N(h)$  наблюдается и для материала с большим размером зерна карбида ( $d = 2,2$  мкм). Эту зависимость можно представить в виде

$$(2) \quad Y = \sum_{i=1}^n A_i \exp[-\alpha(x + 2^i d)],$$

где  $d$  — средний размер карбидных частиц (в нашем случае  $d = 1$  и 2,2 мкм);  $A_i$  — функция, описывающая изменение интенсивности максимумов в распределении расстояний между микротрещинами:

$$(3) \quad A_i = I_i(x + b_0)^2$$

( $I$  — интенсивность максимума).

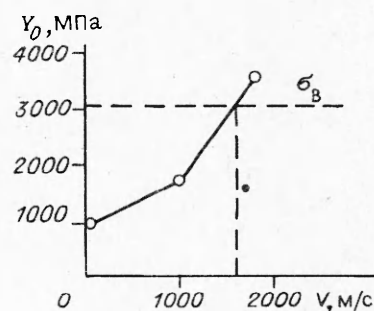
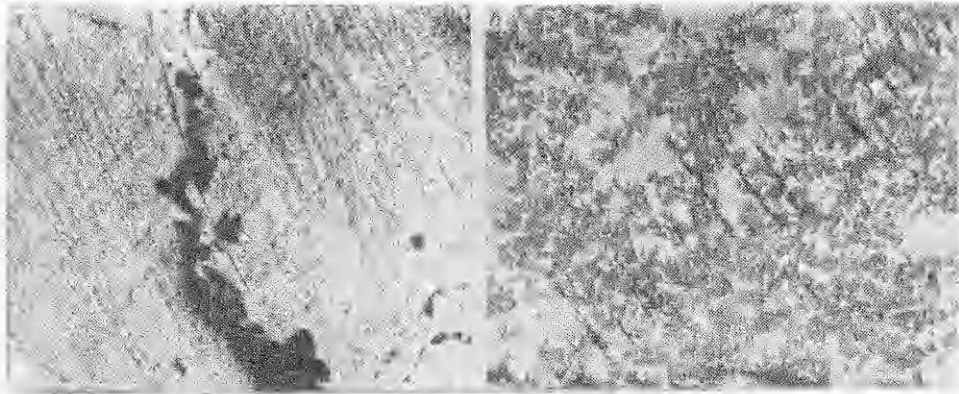


Рис. 1



Р и с. 2

Единственное различие между этими материалами заключается в том, что в первом случае микротрещины располагаются упорядоченно в виде «треков», проходящих через весь образец, а во втором — вблизи поверхности образца. Такое различие может быть связано с характером взаимодействия метаемого элемента с преградой — полубесконечной преградой в первом случае и достаточно тонкого экрана во втором.

Интенсивность гармоники (3) в зависимости от  $b_0$  может быть в положительной области аргумента убывающей или возрастающей: если интенсивность гармоник с ростом их номера убывает, то значение  $b_0$  очень велико, в противном случае оно очень мало.

Экспериментально наблюдаемое распределение интенсивностей слагаемых уравнения (2) показывает, что для неустойчивой связки имеем относительно резкое убывание интенсивности с увеличением номера «гармоники», т.е.  $b_0$  велико. В случае стабильного кристалла, когда материал разрушается при небольшом числе макротрещин (возможно, одной), параметр  $b_0$  мал.

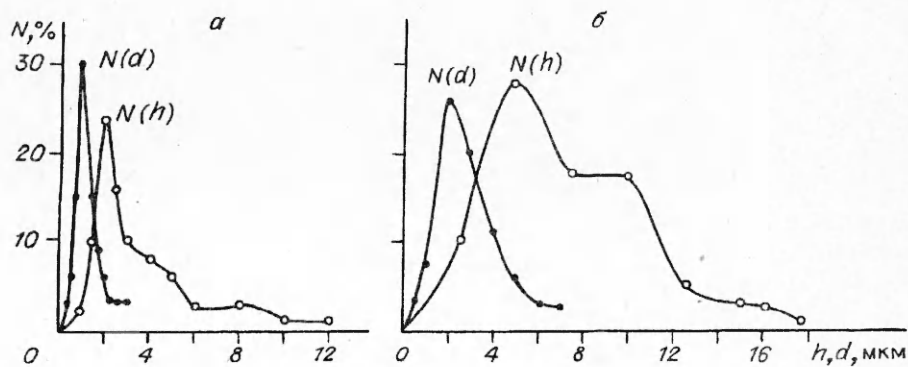
Известно [3], что между напряжением и размером трещины существует зависимость в виде

$$(4) \quad \sigma = (kE\gamma/C_{кр})^{1/2},$$

где  $k$  — коэффициент, равный  $2/\pi$ ;  $E$  — модуль упругости композита;  $\gamma$  — энергия, которая находится из выражения

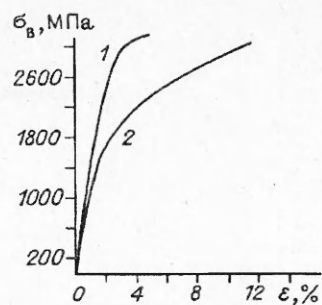
$$\gamma = (2\gamma_{п} + W_{пл}).$$

Здесь  $\gamma_{п}$  — поверхностная энергия;  $W_{пл}$  — работа пластической деформации при распространении трещин. При этом предел текучести материала  $\sigma_{0,2}$



Р и с. 3

определяет критическую трещину, меньше которой материал будет только пластически деформироваться. Поэтому можно предполагать, что именно данную величину и определяет параметр  $b_0$  в формуле (3): чем больше  $C_{кр}$ , тем меньше склонность материала к хрупкому разрушению. Это подтверждается также тем фактом, что предел текучести для структурно-неустойчивого состояния существенно ниже за счет небольших значений напряжений мартенситного сдвига, что обеспечивает меньшую жесткость всего композита (рис. 4, кривые 1 и 2 — стабильное и метастабильное состояния).



Р и с. 4

Из формулы (4) можно оценить  $C_{кр}$  для наших материалов. Для этого необходимо оценить  $W_{пл}$ . Величина  $W_{пл} = 2RU$ , где  $U$  — работа пластической деформации связки в единице объема,  $R$  — ширина зоны, охваченной пластической деформацией с одной стороны трещины, получаемая из экспериментальных кривых напряжение — деформация для связки [4]. Можно считать, что  $R = l/2$  ( $l$  — среднее свободное расстояние между карбидными зернами). В нашем случае для твердых сплавов со средним размером карбидного зерна 1 и 2,2 мкм  $l = 0,75$  и 1,5 мкм соответственно.

Подстановка этих значений в выражение (4) показывает, что размер критической трещины для неустойчивой связующей фазы составляет 40—50 и 80—90 мкм для  $l = 0,75$  и 1,5 мкм соответственно, для стабильного состояния матрицы  $C_{кр} = 15 - 20$  и 20—25 мкм.

Следовательно, в случае стабильного кристалла размер  $C_{кр}$  меньше образующихся в композите трещин. Поэтому в материале наблюдаются только отдельные локальные трещины размером более 300 мкм. Для неустойчивого состояния размер  $C_{кр}$  заметно больше трещин, формирующихся при нагружении композита. Поэтому имеющиеся концентраторы напряжений в композите приводят только к образованию множественных микротрещин за счет большей пластичности связующей фазы.

Как уже отмечалось, микроструктура, содержащая множественные микротрещины, формируется на начальном этапе нагружения, а затем следует разрушение композита. Сами по себе эти микротрещины являются препятствием для макротрещины. Поэтому микроструктуру, содержащую множественные микротрещины, сформировавшуюся в процессе нагружения материала, можно рассматривать как третью фазу композиционного материала наряду с карбидом вольфрама и сталью 110Г13.

Таким образом, проведенные исследования показали, что в результате использования структурно-неустойчивого состояния матрицы в композите удастся значительно понизить масштаб структурного уровня пластической деформации и разрушения подобных материалов в условиях не только квазистатического, но и высокоскоростного динамического нагружения. При этом в процессе нагружения формируется особая структура микротрещин, обеспечивающая дополнительный канал диссипации внешней энергии и как следствие повышение вязкости материала.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Панин В.Е., Гриняев Ю.В., Данилов В.И. и др. Структурные уровни пластической деформации и разрушения. — Новосибирск: Наука, 1990.
2. Reihard H., Stilp S. Dynamic strength calculations of W alloys based on grain deformation // Shock Waves in Condensed Matter. — 1987: Proc. Amer. Phys. Soc. Topic. Conf., California, 1987.
3. Cuper G. Micromechanics and Fracture // Fracture and Fatigue. — 1974. — V. 5.

4. Chairfield C. The relationships between the fracture toughness of WC—Co cemented carbides and their microstructural parameters // 5th Europ. Symp. Powder Metallurgy Sodertalje, 1978: Proc. — Stockholm, 1978. — V. 2.

г. Томск

Поступила 4 /VIII 1993 г.

УДК 539.3

*Н.С. Астапов, А.Г. Демешкин, В.М. Корнев*

#### **ВЫПУЧИВАНИЕ СТЕРЖНЯ, ЛЕЖАЩЕГО НА УПРУГОМ ОСНОВАНИИ**

В [1] отмечается, что характерной особенностью поведения многих конструкций при действии сжимающих усилий является периодичность начальной формы выпучивания в направлении сжатия при потере устойчивости. Однако часто окончательная форма выпучивания таких конструкций имеет вид ярко выраженного одного или небольшого числа выпучиваний. Локализация выпучивания обусловлена существованием точки бифуркации при достижении нагрузкой наибольшего значения или после него, в которой начальная форма потери устойчивости теряет единственность [1]; причем после бифуркации периодическая форма выпучивания сменяется локализованным выпучиванием, часто это происходит мгновенно. В [2] указывается, что механизм локализации выпучивания может представлять собой нелинейное взаимодействие форм выпучивания с близкими значениями длин волн. Исследование локализации выпучивания моделей реальных конструкций показывает, что основные закономерности процесса описываются одномерной моделью поведения стержня [1]. В [3] отмечается, что механизм потери устойчивости в структуре композитного материала, несмотря на специфические особенности, аналогичен механизму потери устойчивости стержня в упругой среде.

В данной работе экспериментально исследуется выпучивание гибкого стержня, лежащего на упругом основании. Здесь необходимо отметить возникающие трудности. Так, справедливость формулы Эйлера для критической нагрузки продольно-сжатого стержня (1744 г.) была окончательно подтверждена лишь через 150 лет опытами И.Баушингера (1889 г.), А. Консидере (1889 г.), Л. Тетмайера (1903 г.) и Т. фон Кармана (1910 г.), в которых много внимания уделялось шарнирному опиранию, центральному приложению сжимающей нагрузки и выполнению других условий, предусмотренных теорией. Благодаря принятию таких предосторожностей результаты опытов приближались к нагрузке Эйлера с точностью до 1,5 % [4]. Теоретическое исследование задачи выпучивания стержней, лежащих на нескольких упругих опорах, впервые (1902 г.) выполнено Ф.С. Ясинским [4, 5]. Однако, несмотря на то что теория балок и плит, лежащих на упругом основании, является в настоящее время весьма разработанным разделом механики, существующие методы расчета еще далеко несовершенны и не дают ответа на множество вопросов, выдвигаемых практикой. Как отмечается в [6], большая часть этих методов носит слишком сложный для практических вычислений характер; не могут считаться совершенными и те гипотезы, которые принимаются за основу при построении математических моделей.

В данной работе экспериментально установлена возможность неустойчивого поведения стержня на упругом основании, что согласуется с теоретическими построениями. При повторных нагружениях обнаружена пере-

© Н.С. Астапов, А.Г. Демешкин, В.М. Корнев, 1994