

ИЕРАРХИЯ ФОРМИРУЮЩИХСЯ СТРУКТУР ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА

УДК 669.018.75

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

Институт физики прочности и материаловедения РАН,
634048 Томск

Поведение гетерогенных материалов в условиях высокоскоростного нагружения — сложный процесс, зависящий от свойств отдельных компонентов, внутренней структуры материала, условий нагружения и т. д. В [1] рассмотрено поведение композиционного материала типа твердого сплава в условиях ударного нагружения, в котором связующая фаза могла находиться в стабильном либо метастабильном состоянии. В стабильном состоянии аустенита материал разрушается без видимых изменений в структуре образцов. Если матрица находится в метастабильном состоянии, динамическое воздействие при равных скоростях соударения не приводит к нарушению сплошности материала. При этом отмечены особенности в структуре материала, нехарактерные для стабильного состояния матрицы: наряду с ростом плотности дислокаций и деформационных двойников наблюдается мартенситная перестройка решетки матрицы, формируется особая структура мезотрещин [1], которые упорядоченно расположены в объеме образца.

Однако эти отдельные сведения по изменению структуры не дали полной картины поведения материала в условиях высокоскоростного нагружения. Необходим более подробный анализ эволюции структуры на разных масштабных уровнях. Настоящая работа является продолжением [1, 2] и направлена на изучение эволюции структуры и фазового состава композита на разных масштабных уровнях: макроуровень — образец в целом либо участок образца (1 мм ÷ 1 см), мезоуровень — уровень зерна (1 ÷ 20 мкм), микроуровень — полоса скольжения, частицы второй фазы (10^{-7} ÷ 10^{-8} м) (в соответствии с классификацией [3]) и их взаимодействие между собой.

В качестве материала исследовался твердый сплав карбид вольфрама — высокомарганцовистая сталь (30 % вес.), связующая фаза находилась в метастабильном состоянии аустенита, которое формировалось закалкой от 1370 К в селитре. Средний размер исходного зерна карбида вольфрама, определенный методом секущих [4], составил 2,5 мкм.

Образцы брали в форме дисков диаметром 60 мм и толщиной 4,5 мм. Ударное нагружение осуществляли цилиндрическим стальным элементом о плиту из исследуемого сплава со скоростью 1200 м/с.

Изучение макро- и микроструктуры нагруженных образцов проводили с помощью оптического микроскопа НЕОФОТ-21. Изменение фазового состава материала контролировали рентгеноструктурным методом на установке ДРОН-УМ1 с фильтрованным медным излучением.

Исследование нагруженных образцов показало, что наблюдаются значительные изменения структуры на разных масштабных уровнях. Рассмотрим их последовательно.

Макроуровень. Макрокартина разрушения иллюстрирует, что диски разрушились на крупные осколки, образовавшиеся за счет распространения радиальных трещин от

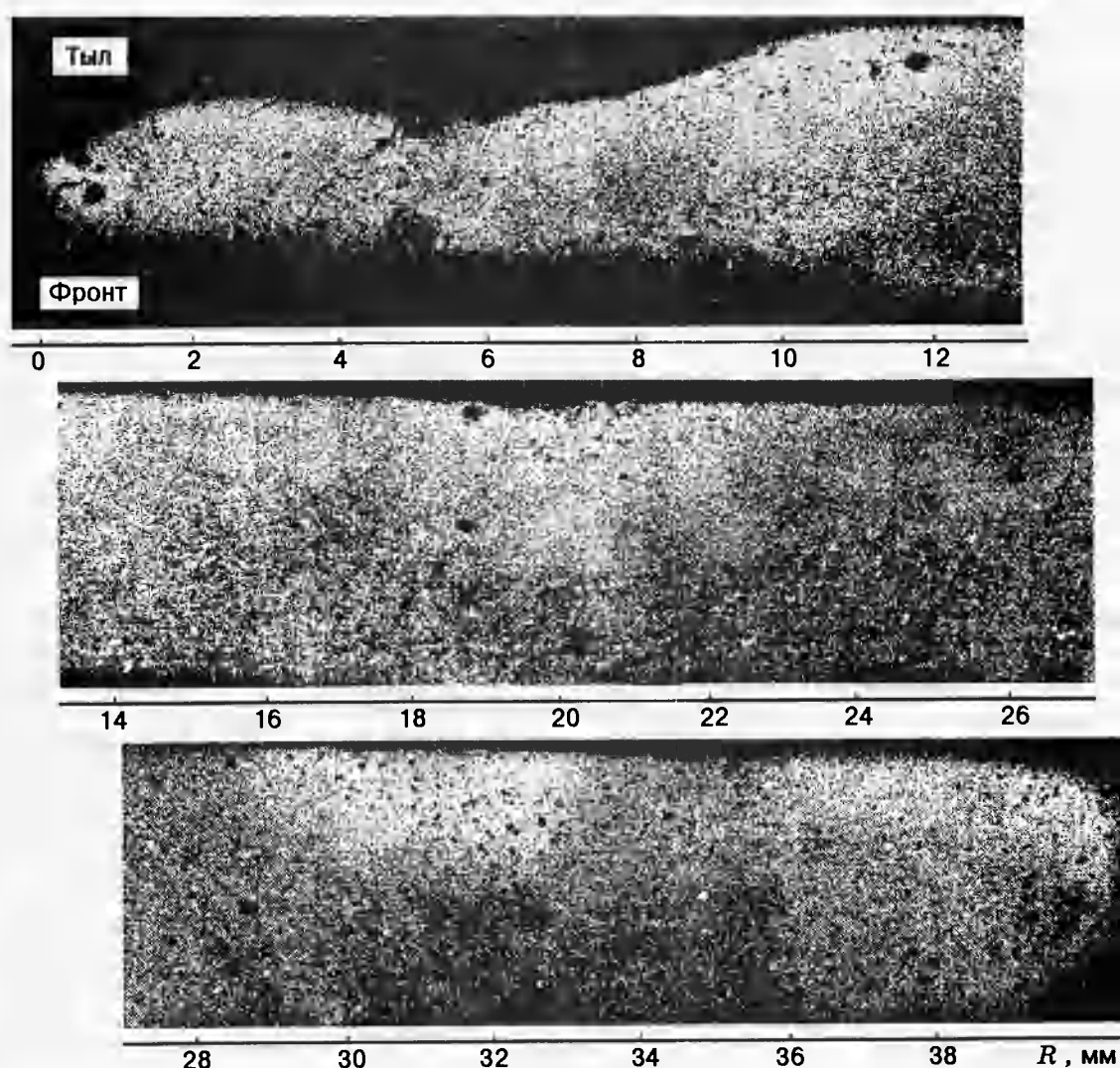


Рис. 1

места контакта ударник — мишень, и аналогична разрушению сплавов WC — Co, наблюдавшемуся в [5]. На некоторых осколках в непосредственной близости к пробойному отверстию видны трещины серповидной формы. На тыльной стороне плиты формируется откол, диаметр которого в 2 раза больше пробойного отверстия. Центральная часть контакта ударник — мишень представляет собой мелкие осколки различной огранки.

Макроструктурные исследования поперечного сечения образцов композита, проведенные после ударного нагружения, выявили наличие характерной зоны материала с тыльной стороны мишени размером около половины толщины образца, отличающейся от основной структуры (рис. 1). Данную зону можно представить в виде перекрывающихся областей чашечной формы, степень перекрытия которых уменьшается с удалением от откольной воронки вплоть до их полной изоляции. Ширина областей на тыльной поверхности равна разности радиусов откольной воронки и пробойного отверстия. Внутри зон чашечной формы видны макротрещины, распространяющиеся от тыльной поверхности на всю толщину зоны, фронт которых претерпевает многочисленные ветвления.

Анализ границы раздела тыльной зоны с основным материалом показал, что имеется

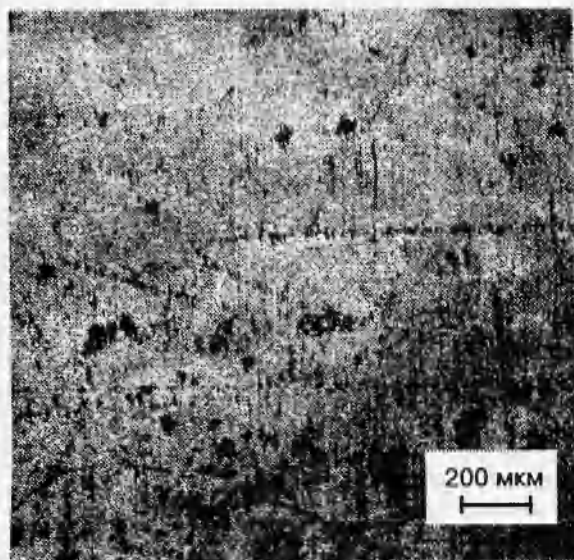


Рис. 2

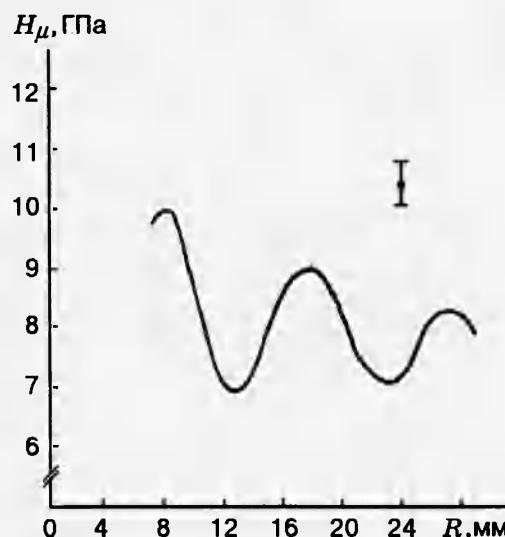


Рис. 3

большое количество мезотрещины, основная масса которых сформирована в треки аналогично [1]; треки параллельны друг другу в узкой области образца и перпендикулярны направлению распространения ударной волны, а в объеме материала, непосредственно прилегающем к месту контакта, параллельны воронке откола (рис. 2). Расстояния между трещинами в треке подчиняются закономерности, описанной в [1].

Микротвердость в этой области материала изменяется с характерным периодом осцилляции, равным размеру зон чашечной формы, от 7 ГПа (соответствует исходному состоянию образца) до 10 ГПа. По мере удаления этих зон от центра удара величина осцилляций в них по абсолютному значению уменьшается при сохранении периода (рис. 3).

Мезоуровень. Микроструктурные исследования границы раздела зон чашечной формы с основным материалом выявили наличие резкого перехода от матричной структуры композита, представляющей собой отдельные зерна карбида вольфрама с хорошей гранкой, расположенные в связующей фазе, к крупным конгломератам карбидов округлой формы (рис. 4, а, б), связующая фаза также меняет свою морфологию. Внутри этих конгломератов обнаружены участки новой (нетравящейся) фазы белого цвета преимущественно вытянутой линзообразной формы. Часто на границе раздела зоны с основным материалом встречаются столбчатые образования из сросшихся зерен карбида вольфрама (рис. 4, в).

В объеме материала, непосредственно прилегающем к поверхности откола, с тыльной стороны образца (рис. 4, г) видны столбчатые образования карбидов различной ориентации, протяженность которых составляет $300 \div 400$ мкм.

Анализ размера карбидного зерна показал, что со стороны поверхности контакта ударник — мишень средний размер зерна карбида не отличается от исходного и равен 2,5 мкм. С тыльной стороны мишени в зонах чашечной формы размер зерна увеличился почти в 2 раза и составил 4,5 мкм.

Причина кардинального изменения структуры материала в зонах чашечной формы на мезоуровне, возможно, обусловлена не только локализацией энергии и взаимной скоростью перемещения данных мезообъемов материала, но и значительным локальным повышением

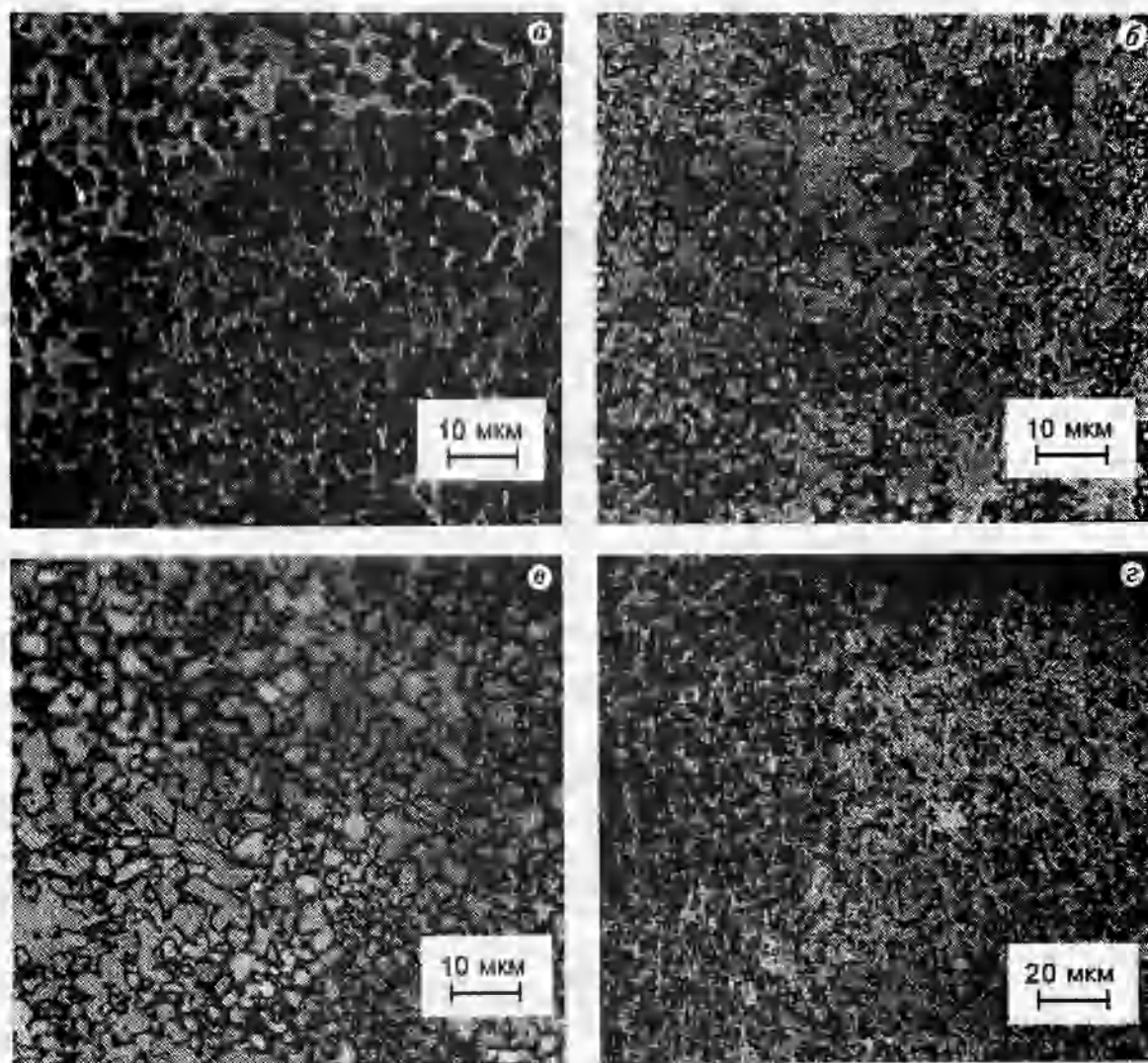


Рис. 4

температуры в этих областях.

Микроуровень. Динамическое нагружение образцов вызывает ГЦК → ОЦК- и ГЦК → ГПУ-переходы в связующей фазе. В объеме материала, непосредственно прилегающем к удару, 70 % аустенита испытывает переход в мартенсит. С тыльной стороны мишени такому переходу подвергалось только 30 % γ -фазы. Рентгеноструктурный анализ с поверхности торцевых шлифов, непосредственно прилегающей к воронке откола, фиксирует дополнительно ГПУ-решетку ϵ -мартенсита, количество которого около 10%. Упрочняющая фаза в объеме материала соответствует ГПУ-решетке карбида вольфрама. Однако рентгеноструктурный анализ поверхности разрушения фиксирует кубическую фазу, близкую по структуре к карбиду типа $Me_{12}C$ с параметрами решетки, несколько отличающимися от литературных данных, что может быть связано с неравновесным образованием его в условиях быстрого нагружения с одновременным локальным повышением температуры.

Действительно, ступенчатый отжиг нагруженных образцов уменьшает интенсивность дифракционных максимумов, относящихся к данной кубической фазе, а их полное исчез-

новение наблюдается после температуры отжига 720 К в течение 1 ч. При этом интенсивность дифракционных максимумов, отвечающих ГПУ — WC, резко увеличивается. Появление неравновесной кубической фазы карбида вольфрама свидетельствует о значительном локальном повышении температуры при ударном нагружении композита, достигающей в соответствии с [6] 1270 К.

Известно [7], что при ударном нагружении пластическая деформация концентрируется в узких зонах сдвига. Наряду с локализацией энергии в [8, 9] на основе теоретических расчетов и измерения скорости свободной поверхности стальной мишени установлено, что конфигурация пластического фронта волны на разных масштабных уровнях неоднородна. В условиях композиционного материала неоднородность фронта ударной волны на мезо- и микроуровне может быть еще значительнее, поскольку упрочнитель и матрица сильно отличаются по физико-механическим свойствам, в то время как на макроуровне эта характеристика может быть более однородна. Совместное действие температуры, неравномерной скорости движения мезообъемов и высоких давлений вызывает резкое изменение структуры в материале на микро- и мезоуровнях.

Перечисленные обстоятельства обуславливают не только формирование откольной воронки, но и изменения в структуре материала предоткольной области образца. В частности, зоны чашечной формы, по-видимому, являются начальным этапом формирования откольной воронки. Однако формирование трещин, состоящих из мезотрещин, перпендикулярных направлению распространения трещин откола, снижает уровень напряжений в этих областях, способствуя сохранению сплошности материала. По-видимому, эти же причины лежат в основе формирования полос адиабатического сдвига [7], расположенных внутри сросшихся конгломератов карбида, в виде нетравящихся областей белого цвета. Данные эффекты обуславливают снижение масштаба структурного уровня разрушений от единичных макротрещин до множественных мезотрещин.

Таким образом, проведенные исследования показали, что формирование неравновесной многофазной структуры в матрице и упрочнителе на микроуровне, периодическое расположение зон с различной микроструктурой на мезоуровне обусловлены неравномерным распределением давления, неоднородной пластической деформацией, разной скоростью смещения мезообъемов материала, его значительным локальным разогревом. Перечисленные причины, в свою очередь, зависят как от параметров ударного нагружения (давления и амплитуды ударной волны), так и от исходной структуры композита (фазового состава, стабильности аустенита, размера карбидного зерна и др.).

В объемах материала, где основное воздействие связано с локализацией энергии, связующая фаза испытывает превращение, понижая масштаб структурного уровня пластической деформации, а образующиеся мезотрещины снижают масштаб структурного уровня разрушений. Происшедшие изменения в микро- и мезоструктуре могут свидетельствовать о многоочаговом зарождении откольной воронки.

ЛИТЕРАТУРА

1. Кульков С. Н., Гнусов С. Ф., Молчунова Л. М. Формирование микроструктуры композита при его динамическом нагружении // ПМТФ. 1994. Т. 35, № 5. С. 102–106.
2. Пауль А. В., Гнусов С. Ф., Иванов Ю. Ф. и др. Структурно-фазовые изменения твердого сплава WC — сталь 110Г13, подвергнутого динамическому нагружению // Изв. вузов. Физика. 1994. № 8. С. 68–72.

3. **Конева Н. А., Козлов Э. В.** Физическая природа стадийности пластической деформации // Изв. вузов. Физика. 1990. № 2. С. 89–106.
4. **Салтыков С. А.** Стериометрическая металлография. М.: Металлургия, 1970.
5. **Ковальченко М. С., Серeda Н. Н., Бондаренко А. А.** Оценка характера разрушения твердого сплава при статическом и ударном нагружениях // Порошковая металлургия. 1992. № 2. С. 76–81.
6. **Гнюсов С. Ф., Кульков С. Н.** Фазовые превращения в стали Г13 при добавлении карбида вольфрама // Изв. вузов. Черная металлургия. 1990. № 8. С. 61–63.
7. **Ударные волны и явления высокоскоростной деформации металлов** / Под ред. М. А. Майерса, Л. Е. Мурра. Пер. с англ. М.: Металлургия, 1984.
8. **Скрипняк В. А., Потекаев А. И.** О микролокализации высокоскоростного пластического течения во фронте ударных волн // Изв. вузов. Физика. 1995. № 2. С. 23–29.
9. **Мещеряков Ю. И., Васильков В. В., Чернищенко А. И., Атрощенко С. А.** Микромеханизмы динамического разрушения вязкой высокопрочной стали // Пробл. прочности. 1994. № 1. С. 31–42.

Поступила в редакцию 29/III 1995 г.
