

Формирование микро- и мезоструктур в металлокерамических композитах при механическом нагружении

С.Н. Кульков

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия

Проведены исследования деформации и разрушения металлокерамических композитов при различных схемах нагружения. Показано, что в условиях, далеких от превращения, материал деформируется как обычный кристалл дислокационным скольжением. При этом предел текучести обратно пропорционален расстоянию между карбидами и в сплавах с высоким содержанием твердой фазы не достигается вплоть до разрушения. Разрушение материала катастрофически хрупкое. Исследования деформации композитов вблизи температуры структурного перехода показали, что наблюдаются разнообразные превращения, обусловленные сильно неоднородным напряженным состоянием связующей фазы. При нагружении в связующей фазе реализуется схема превращения $B2 \rightarrow B2 + B19 \rightarrow B2 + \text{«квазиаморфное состояние»}$ с образованием мелкокристаллической, сильно разориентированной структуры с характерным размером кристаллитов менее 10 нм. Данная структура обладает высокой пластичностью и упрочнением и обуславливает эффективную передачу внешней нагрузки на упрочнитель, вызывая при этом даже в типично хрупких частицах карбида титана дислокационное скольжение. Физический смысл применения структурно-неустойчивых связей в композитах состоит в понижении масштаба структурного уровня пластической деформации за счет формирования в процессе неоднородного нагружения мелкокристаллической структуры связующей фазы.

Formation of micro- and mesostructures in metal matrix composites under mechanical loading

S.N. Kulkov

Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, Tomsk, 634021, Russia

Deformation and fracture of metal matrix composites under various loading schemes are studied. It is shown that in conditions far from transformation the material is deformed by dislocation glide as an ordinary crystal. In this case, yield stress is inversely proportional to the carbide spacing; in alloys with high solid phase content it is not achieved up to fracture. Material fracture is catastrophically brittle. Deformation tests on composites close to the structural transition temperature show that there are different transformations induced by a highly nonuniform stress state of the binding phase. Under loading the scheme of $B2 \rightarrow B2 + B19 \rightarrow B2$ -transformation + "quasi-amorphous state" is realized in the binding phase with the formation of a microcrystalline, highly misoriented structure with the characteristic size of crystallites less than 10 nm. This structure has high plasticity and strong hardening. It governs an efficient transfer of external load to hard particles, inducing dislocation glide even in typically brittle titanium carbide particles. The physical meaning of using bindings with unstable structure in composites involves a decrease in the scale of the structural level of plastic deformation due to the formation of the microcrystalline structure of the binding phase during nonuniform loading.

1. Введение

Типичными представителями металлокерамических композитов, упрочненных твердыми дисперсными частицами, являются так называемые твердые сплавы, которые представляют собой гетерофазную смесь карбид-

ных частиц (например WC, TiC, Cr₃C₂), окруженных «мягкой» металлической прослойкой (например Co, Ni, Fe, их сплавы). Известно, что изготовление твердых сплавов основано на компромиссе между прочностью и твердостью, с одной стороны, и пластичностью и вяз-

костью, с другой. Это находит свое проявление в возникновении максимумов на зависимости прочностных свойств твердых сплавов от состава и/или размера карбидных зерен. Форма кривых в данном случае обусловлена переходом от хрупкого поведения композита при нагружении к пластичному, а пластичность понимается в смысле высокой энергии разрушения композиционного материала, обусловленной множественным накоплением повреждений в структуре материала.

Очевидно, что повышение прочности и твердости при сохранении вязкости твердого сплава, то есть сдвиг максимума зависимостей «прочность – состав» влево, возможно лишь в том случае, если удастся сохранить релаксационную способность связки при уменьшении толщины межкарбидных слоев.

В [1, 2] В.Е. Паниным предложено описывать процесс пластической деформации как структурное превращение в кристалле. Согласно этим представлениям, если кристалл не является плотноупакованным и имеет одну стабильную структуру, он хрупок. В этом отношении очень показательна хрупкость интерметаллических соединений со структурой В2. В большинстве этих соединений, например NiAl [3–5], структура В2 является стабильной, других близких по энергии структур нет и соединения хрупки. Решетка такого соединения не может перестраиваться при нагружении, и единственным диссипативным процессом в деформируемом кристалле является зарождение трещины. Однако среди этих соединений имеется уникальный интерметаллид TiNi, в котором наряду со структурой В2 существуют энергетически близкие структуры R и В19'. Возможность их легкого структурного перестроения обуславливает термоупругие мартенситные превращения в TiNi и высокую пластичность интерметаллида. Легирование же TiNi стабилизирует структуру В2 и делает соединение гораздо менее пластичным [6]. Это соответствует по [1, 2] наличию иерархии структурных уровней деформации, завязавшей от конкретных условий нагружения.

Анализируя с этих позиций природу малой пластичности твердосплавных композитов, понятно, что заторможенность пластического сдвига в тонких прослойках связующей фазы не обеспечивает малости масштаба структурного уровня деформации, в результате чего сплав разрушается хрупко. Если же рассматривать пластическую деформацию как процесс локального структурного превращения и обеспечить структурную неустойчивость в материале с самого начала, то в результате произойдет общее повышение пластичности за счет снижения масштаба структурного уровня пластической деформации.

Цель настоящей работы — проиллюстрировать данные положения на примере металлокерамических композитов, в которых связующая фаза испытывает структурное фазовое превращение.

Сплавы приготавливали стандартными методами порошковой металлургии [7, 8]. Для изучения процессов деформации и разрушения проведено комплексное исследование деформированных на разной стадии образцов с помощью методов металлографии, растровой электронной микроскопии поверхности шлифов, просвечивающей электронной микроскопии угольных реплик и с поверхности шлифов и изломов, тонких фольг и рентгеноструктурного анализа.

Деформацию системы осуществляли как вблизи критической температуры мартенситного превращения ($T \sim M_s$), так и гораздо выше ее $T \gg M_s$). Кроме того, изменение температур превращений достигалось дополнительным легированием композита титаном, при этом температура мартенситного превращения M_s возрастала от 77 К (сплав без легирующей добавки) до комнатной, которая являлась температурой деформации. В процессе эксперимента осуществляли последовательное нагружение образцов до разных степеней пластической деформации.

2. Деформация композита со структурно-устойчивой связкой

Проведенные исследования показали, что в условиях, далеких от превращения, материал связующей прослойки деформируется дислокационным скольжением, как обычный ОЦК-кристалл. При этом предел текучести связки обратно пропорционален расстоянию между карбидами и в сплавах с высоким содержанием твердой фазы не достигается вплоть до разрушения. Трещины зарождаются по наименее прочным местам — границам карбид – карбид, карбид – связка (рис. 1). Трещин в карбидах практически нет, а разрушение материала катастрофически хрупкое, причем трещины распространяются по границам фаз и хрупким сколам по связке и карбидам.

Как следует из экспериментальных наблюдений, при деформации никелида титана в условиях композита ра-

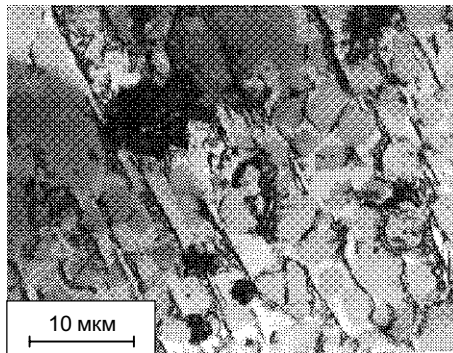


Рис. 1. Множественное разрушение композита в случае стабильного состояния связующей фазы

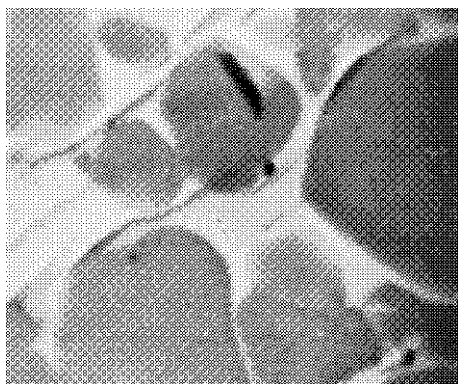


Рис. 2. Характер деформации связки

ботает ограниченное число независимых систем скольжения, как правило, три, но даже при неограниченной гибкости скольжения такое количество независимых систем скольжения не может обеспечить произвольность формоизменения, достаточную релаксацию напряжений и деформацию материала без нарушения сплошности.

Электронно-микроскопически удалось выявить особенности локализации деформации связки при больших общих степенях деформации композитов TiC–TiNi. Деформация локализуется в приграничных областях. Здесь происходит искривление полос скольжения и экструзия связки между карбидными зернами (рис. 2). Иная картина наблюдается в местах тесного сосредоточения карбидных частиц, где стеснено пластическое течение никелида титана. При высоких степенях нагружения композита происходит сдвиг по границам зерен с нарушениями сплошности (рис. 3). Трещины образуются и в местах взаимного поворота твердых частиц, обусловленного деформацией связки (рис. 3). Взаимное перемещение частиц является одним из возможных механизмов деформации такого рода композиционных материалов. Однако очевидно, что взаимный сдвиг карбидных частиц представляет собой начальный этап межзеренного разрушения. Деформация подобного рода была бы возможна, если бы на границе имелась прослойка пластического материала, сдвиг в которой обеспечивал бы взаимное перемещение частиц без нарушения сплошности.

Эффекты локализации деформации, проявляющиеся в образовании в никелиде титана фрагментированной структуры, имеют место только при $L \gg d$, когда возможно развитие дислокационного скольжения в связке. Разрушение такого композита носит квазихрупкий характер. Микротрещины зарождаются в основном в карбидных зернах и вдоль границ карбид–связка. В последнем случае разрушение происходит по границам фрагментов, образовавшихся в связке путем вязкого отрыва, что свидетельствует о повышенной пластичности приграничных областей.

3. Деформация композита со структурно-неустойчивой связкой и формирование в ней высокодисперсной структуры

Исследования процессов деформации и разрушения сплавов TiC–TiNi вблизи температуры структурного перехода показали, что деформация никелида титана в процессе потери его решеткой сдвиговой неустойчивости сопровождается значительными изменениями структурного состояния.

Уже в исходных недеформированных образцах композитов TiC–TiNi структура никелида титана весьма неоднородна. Наличие на светлопольных электронно-микроскопических изображениях характерного контраста в виде ряби свидетельствует о том, что никелид титана находится в предпереходном состоянии со структурой типа БПС (ближний порядок смещений) [9]. Мартенситная фаза в недеформированных сплавах присутствует в виде пластин, главным образом в больших прослойках связки.

В процессе нагружения наблюдаются превращения в TiNi. Характер их весьма разнообразен, что обусловлено сильно неоднородным напряженным состоянием связки в такого рода композиционном материале. Закономерности изменения структуры следующие. При нагружении еще в области упругого поведения композита микроструктура никелида титана меняется от дисперсной доменной до структур с полосчатым контрастом. Такая структура характерна для промежуточных структур сдвига. На электронограммах образуются диффузные уплотнения, а затем экстрарефлексы как в соразмерных, так и несоизмерных положениях с разным параметром несоизмерности в разных направлениях обратной решетки. Это говорит о том, что образуется несколько вариантов предмартенситных доменов с различной структурой в каждом домене. Наблюдаемый характер превращения TiNi вызван очень сложным напряженным состоянием, складывающимся вокруг твердых частиц в процессе нагружения композита. В условиях высоких градиентов напряжений, возникающих в матрице, направления смещений атомов в микрообластях,

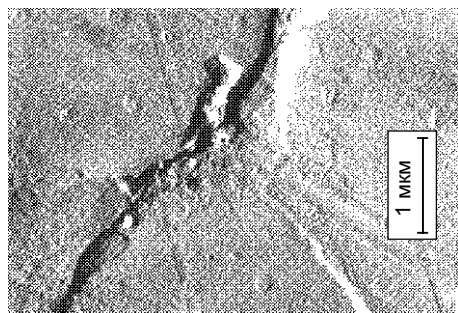


Рис. 3. Сдвиг карбидных частиц при нагружении композита

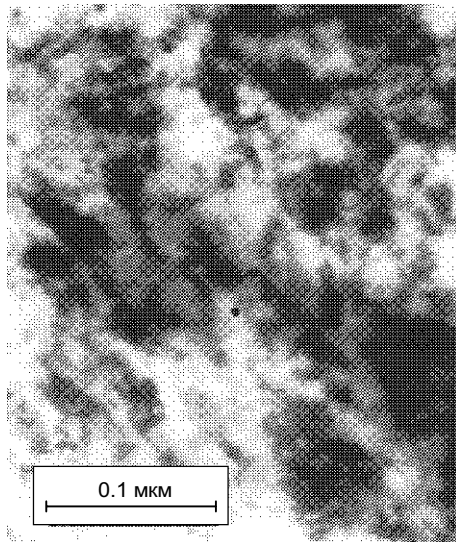


Рис. 4. Микроструктура связующей фазы после нагружения

обуславливающие локальные потери устойчивости В2-структуры, определяются напряженными условиями, сложившимися в данный момент нагружения в данном микрообъеме связки.

При степенях деформации за пределом упругости композита в областях связки, которые находятся в наиболее напряженных условиях, формируется дисперсная структура, состоящая из разориентированных фрагментов В2-фазы и мартенситных доменов. В светлом поле эти участки имеют неоднородный контраст, состоящий из черных, серых и белых областей разного размера (рис. 4). Электронограммы с этих участков имеют характерный кольцевой вид (рис. 5, а). Широкое интенсивное кольцо на них, резко выделяющееся среди прочих, имеет ширину, соответствующую интервалу межплоскостных расстояний 0.240 ± 0.201 нм, в которую попадают наиболее сильные отражения моноклинной фазы В19 (002), (111), (020) и самое сильное отражение кубической структуры (110)-В2. При больших степенях деформации композита в отдельных областях связки (преимущественно около границ карбидов и в тонких межкарбидных слоях) наблюдаются участки почти однородной интенсивности (рис. 5, б). Эти области дают сплошные диффузные кольца (110)-В2 на электронограммах, иногда содержащие дуги в основных азимутальных направлениях. Такой характер отражений соответствует квазиаморфному веществу. Мартенситная структура в виде пластин, присутствовавшая в исходном состоянии, полностью исчезает.

Рентгенографический анализ показал, что в процессе нагружения композита происходит одновременное уменьшение как интегральной, так и пиковой интенсивности (рис. 6) линий В2-фазы, что свидетельствует о ее превращении в другую структуру, не сопровождающем-

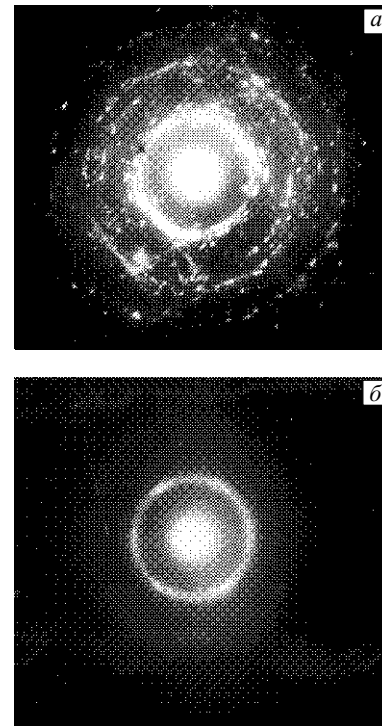
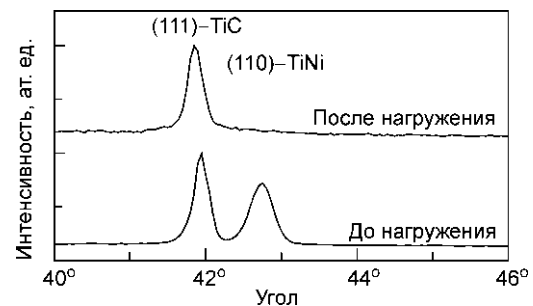


Рис. 5. Электроно-дифракционная картина, полученная от связующей фазы после деформации композита (а) и после разрушения (б)

ся появлением мартенситных линий. Это может происходить вследствие высокой дисперсности возникающей мартенситной фазы, наблюдаемой электроно-микроскопически.

Полученные результаты свидетельствуют о том, что после высоких степеней деформации TiC–TiNi в никелиде титана формируется гетерогенная структура, состоящая из микродоменов мартенситной фазы и областей дисперсной и квазиаморфной В2-фазы. Подобную картину наблюдали после сильной деформации прокаткой сплавов TiNi [10] и деформацией никелида титана в камере Бриджмена, что приводит к полной аморфизации В2-фазы [11].

Важно отметить, что характер превращений с образованием гетерогенной высокодисперсной структуры,

Рис. 6. Рентгенограммы до и после нагружения образцов в структурно-неустойчивом состоянии ($\text{CuK}\alpha$)

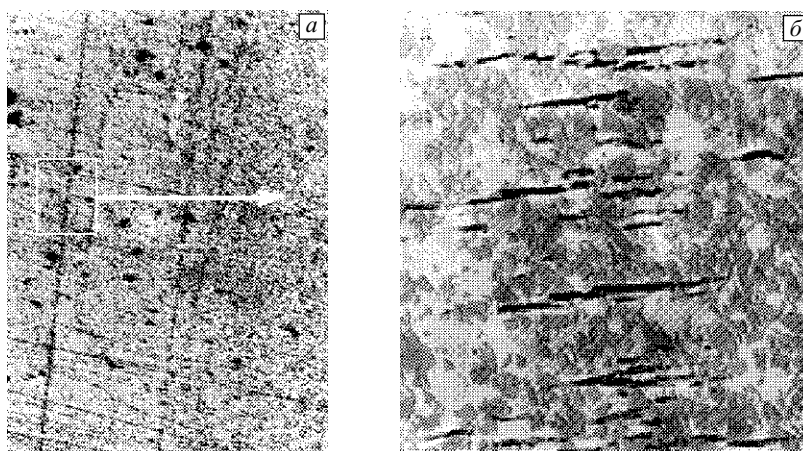


Рис. 7. «Трековые» структуры трещин в композите

наблюдаемой в никелиде титана при деформации в условиях композиционного материала, практически не зависит от толщины межчастичных прослоек и реализуется в условиях значительных сжимающих напряжений внутри композита.

Полученный результат является убедительным подтверждением предсказанного в [1, 2] характера деформации в сдвигоустойчивом кристалле вблизи структурных фазовых переходов. В таком кристалле в условиях структурной неоднородности уже при небольших степенях общей деформации композита возникает разориентированная микрокристаллическая структура. Низкий структурный уровень деформации связки не может не сказаться на поведении композиционного материала при нагружении.

4. Динамическое нагружение и разрушение

Динамическое деформирование и разрушение по сравнению со статическим менее изучено, что определяется чрезвычайной трудностью вопроса и связано с необходимостью предварительного ударного и взрывного нагружения.

Исследовались две группы сплавов WC–сталь 110Г13 (30 вес. %) с разным размером карбидного зерна ($\langle d \rangle = 1.0$ и 2.2 мкм).

Анализ микроструктуры образцов после динамического нагружения показал, что в материале наблюдается большое количество микротрещин, концентрирующихся в параллельные полосы или «треки», пронизывающие весь объем материала (рис. 7).

Сам факт появления таких упорядоченных микротрещин в виде треков свидетельствует об особом состоянии структурно-неустойчивой связующей фазы. Сопоставляя результаты исследования шлифов образцов, метаемых с различными скоростями, можно заключить, что данные трещины образовались на самых ранних

стадиях соударения, и только впоследствии произошло разрушение. По-видимому, это связано с наличием в данном композите дисперсной карбидной фазы. Для проверки этого предположения построены распределения карбидов по размерам и расстояниям между образовавшимися трещинами $N(d)$ и $N(h)$ (рис. 8).

Обращает на себя внимание регулярность максимумов в распределении расстояний между микротрещинами и падением их интенсивности. Если для $N(d)$ имеем максимум при $d = 1$ мкм, то на зависимостях $N(h)$ 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).

Данную зависимость можно представить в виде:

$$Y = \sum A_i \exp[-\alpha(x + 2^i d)],$$

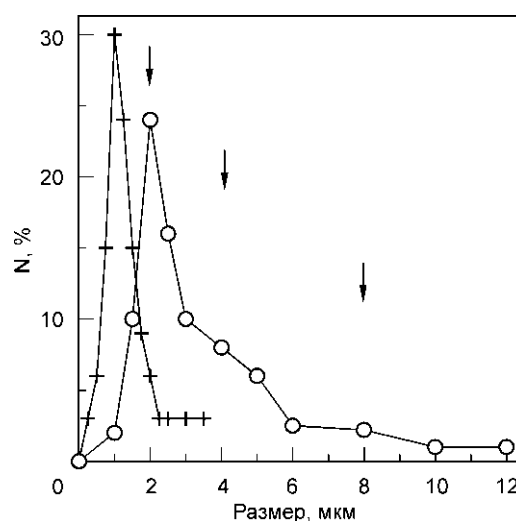


Рис. 8. Распределения по размерам карбидных частиц (+) и расстояний между трещинами (O) после динамического нагружения

где d — средний размер карбидных частиц (в нашем случае $d = 1.0$ и 2.2 мкм); A_i — функция, описывающая изменение интенсивности максимумов в распределении расстояний между микротрещинами, которую можно представить в простейшем виде:

$$A_i = I_i(x + b_0)^2,$$

где I_i — интенсивность максимума.

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

Экспериментально наблюдаемое распределение интенсивностей слагаемых показывает, что для структурно-неустойчивой связки имеется относительно резкое убывание интенсивности с увеличением номера «гармоники», то есть b_0 велико. В случае стабильного кристалла, когда материал разрушается при небольшом числе (возможно, одной) макротрещин, параметр b_0 мал. Таким образом, можно предположить, что этот параметр связан с размером критической трещины по Гриффитсу.

Микроструктура, содержащая множественные микротрещины, формируется на начальном этапе нагружения, а затем следует разрушение композита. Сами по себе эти микротрещины являются препятствием для макротрещины (рис. 7). Поэтому микроструктуру, содержащую множественные микротрещины, сформировавшуюся в процессе нагружения материала, можно рассматривать как особую фазу композиционного материала, наряду с упрочнителем и связующей фазой, обеспечивающую дополнительный канал диссипации внешней энергии и, как следствие, повышения вязкости материала, что связано с дополнительным механизмом пластической деформации вследствие $\gamma \rightarrow \epsilon$ мартенситного превращения.

5. Проявление иерархических структур при нагружении композита

Из приведенных экспериментальных данных следует важный вывод — уменьшение структурного уров-

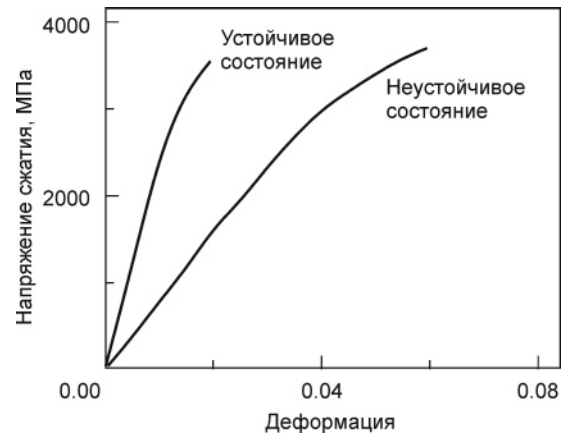


Рис. 9. Деформационные кривые композита TiC–40% TiNi в стабильном и предпереходном состояниях

ня деформации связки (например, образование разориентированной высокодисперсной субструктуры) способствует передаче нагрузки на твердые частицы. Это обеспечивает совместность деформации фаз, а значит, и макродеформацию композита как структурного целого.

Для композиционного материала со связующей фазой в области превращений характерно существенное повышение вязкости. На рис. 9 для сравнения приведены кривые «напряжение – деформация» для композиций TiC–TiNi со связкой в стабильном состоянии и в области превращений. В последнем случае на кривой деформации появляется значительный участок пластичности (до 6%). Аналогичным образом возрастает и энергия разрушения. Прочность при этом не падает, а даже несколько увеличивается.

Существенно отлична и картина деформации. Так, с увеличением степени деформации системы TiC–TiNi при $T \sim M_s$ по мере формирования в связке высокодисперсной разориентированной структуры происходит эффективное нагружение карбидных частиц. При напряжениях выше предела упругости композита активизируется дислокационное скольжение в карбиде титана (рис. 10), при этом множественное скольжение внутри

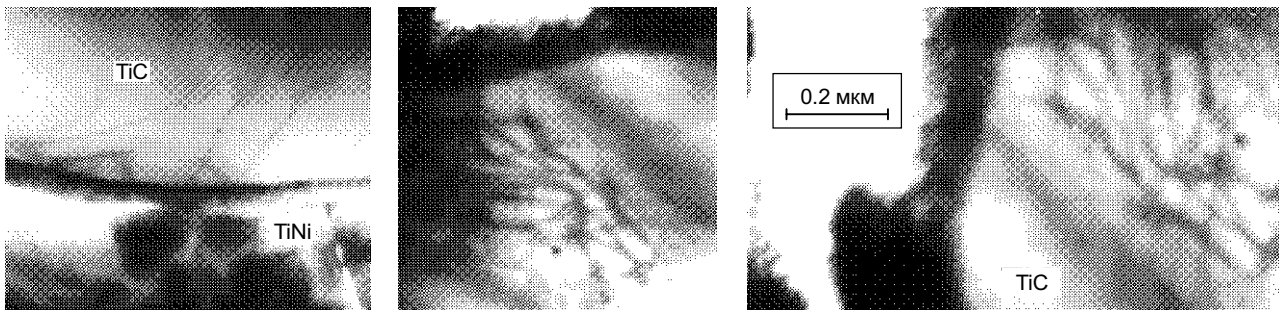


Рис. 10. Структура карбидных частиц при увеличении остаточной пластической деформации. Заметно увеличение плотности дислокаций в зерне. Просвечивающая электронная микроскопия

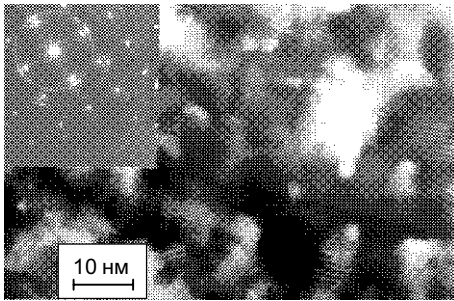


Рис. 11. Связка композита после его разрушения. Просвечивающая электронная микроскопия

карбидных частиц свидетельствует о наличии сложного трехосного напряженного состояния. Нагружение твердых частиц сопровождается их множественным растрескиванием.

Одновременное сочетание пластичности и прочности никелида титана в сплавах TiC–TiNi обусловлено специфическим характером деформации материала связки в области превращений с образующейся в нем гетерогенной структурой (рис. 11) с увеличивающимися с ростом деформации разворотами фрагментов связки (рис. 12). Деформацию связующей фазы можно представить как вязкое течение с постепенной перестройкой структуры. Сочетание пластической деформации с одновременным фазовым превращением и обеспечивает высокие пластические свойства такой системы.

К одному из механизмов деформации подобного композиционного материала при больших степенях нагружения следует отнести взаимный поворот карбидных частиц без нарушения сплошности (рис. 13), причем он (поворот) увеличивается с уменьшением размеров карбидных частиц (рис. 14). Связка в тонкой прослойке экструдирована на поверхность, что свидетельствует о сильной локализации деформации в межкарбидном слое, а карбидные частицы испытывают вращение как целое. Дифракционная картина, полученная от связую-

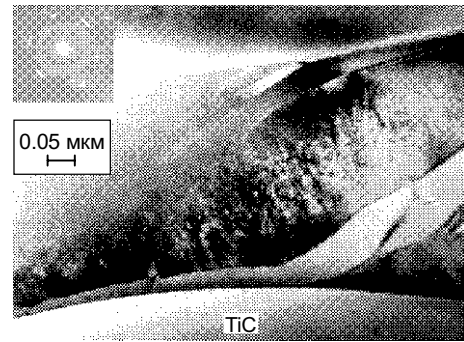


Рис. 13. Структура композита после нагружения. Просвечивающая электронная микроскопия

щей фазы, соответствует структуре материала после прокатки (вставка на рис. 13). Очевидно, что подобное взаимное перемещение частиц возможно только в условиях произвольного формоизменения связки. Переход к макродвижению элементов структуры композита как целого и обеспечивает повышение пластичности материала.

Таким образом, формирование в связующей фазе с самого начала нагружения композита низкого уровня деформации, проявляющегося в образовании высокодисперсной разориентированной структуры, определяет характер последующей деформации и разрушения композиционного материала.

Высокая релаксационная способность связки, обусловленная протеканием в ней структурных превращений, а также достигаемый при этом особый вид упрочнения приводят к пластическому нагружению и растрескиванию твердых частиц, что позволяет полностью реализовать запас их прочности.

Вовлечение в процесс деформации твердой фазы обеспечивает совместность деформаций частиц в связке. Согласованность деформаций структурных составляющих, взаимный поворот и перемещение твердых частиц, вызванные произвольным формоизменением

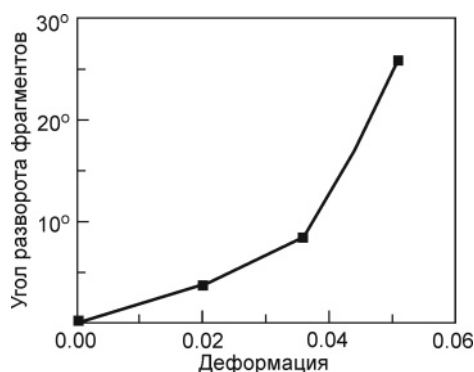


Рис. 12. Зависимость угла разворота фрагментов связующей фазы от степени остаточной пластической деформации

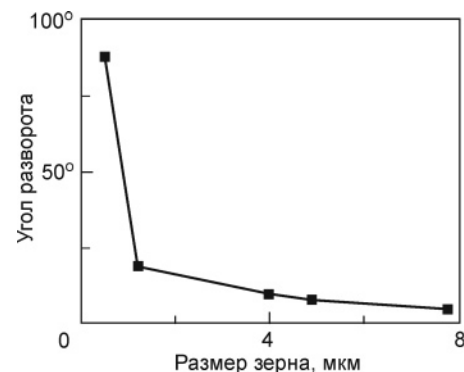


Рис. 14. Зависимость угла разворота карбидного зерна от его размера

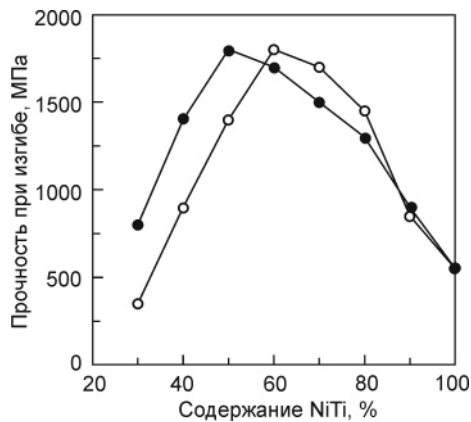


Рис. 15. Зависимость прочности композита от содержания связующей фазы для стабильного (о) и структурно-неустойчивого (●) состояния связующей фазы

связки, обуславливают переход к макродвижению элементов структуры и деформацию композита как единого целого.

Источником вязкости является эффективная диссипация энергии при нагружении композита в результате как высокой релаксационной способности связки, так и множественного растрескивания карбидных зерен, которое обеспечивается особым видом упрочнения связки, не сопровождающимся потерей пластичности.

Таким образом, принципиальную роль в формировании характера деформации гетерофазного материала играет структурный уровень деформации матрицы. Если с самого начала нагружения деформацию матрицы осуществлять не трансляционным сдвигом, а вихревым течением, что достижимо в сдвигоустойчивых кристаллах вблизи структурного фазового перехода, то можно получить одновременно пластичный и прочный композиционный материал. Поскольку механические характеристики композиционных материалов являются аддитивными, то протекание превращения в связке, сопровождающееся понижением модуля ее упругости, неизбежно приводит к снижению жесткости композита. Обычно увеличения жесткости добиваются добавлением твердого наполнителя, однако при этом снижается предел прочности. Последнего не наблюдается в случае сплавов со структурными фазовыми превращениями ($\text{TiC} - \text{TiNi}$, WC – сталь Г13), при этом повышенная демпфирующая способность связки приводит к сдвигу максимума прочностных свойств в сторону большего содержания твердой фазы. Таким образом, за счет контролируемого снижения жесткости при использовании структурно-неустойчивой связки можно существенно повысить вязкость твердого сплава при сохранении прочности и твердости. Это иллюстрирует рис. 15, на котором сведены данные по прочностным свойствам сплавов $\text{TiC} - \text{TiNi}$ с температурами мартенситного превращения $M_s = 77$ и 300 К. Видно, что, как и следовало ожидать, максимум зависимости «прочность при изги-

бе – содержание связки» смещается в сторону меньших содержаний связующей фазы, при этом основное влияние превращение в связке оказывает на пластичность композита. Аналогичная ситуация проявляется и в сплавах WC – сталь Г13.

6. Выводы

Проведенные исследования показали, что в условиях, далеких от превращения, материал связующей прослойки деформируется, как обычный ОЦК-кристалл, дислокационным скольжением. При этом предел текучести связки обратно пропорционален расстоянию между карбидами и в сплавах с высоким содержанием твердой фазы не достигается вплоть до разрушения. Трещины зарождаются по наименее прочным местам — границам карбид – карбид, карбид – связка. Разрушение материала катастрофически хрупкое.

Исследование деформации сплавов вблизи температуры структурного перехода показало, что наблюдаются превращения в связующей фазе. Характер их весьма разнообразен, что обусловлено существенно неоднородным напряженным состоянием связки. При нагружении еще в области упругого поведения композита микроструктура никелида титана меняется от дисперсной доменной до структуры с полосчатым контрастом, характерной для промежуточных структур сдвига. На электронограммах образуются диффузные уплотнения, а затем экстрарефлексы как в соразмерных, так и несооразмерных положениях с разным параметром несооразмерности в разных направлениях обратной решетки. Наблюдаемый характер превращения TiNi вызван очень сложным напряженным состоянием, складывающимся вокруг твердых частиц в процессе нагружения композита в условиях высоких градиентов напряжений, возникающих в матрице.

При степенях деформации за пределом упругости композита в областях связки, которые находятся в наиболее напряженных условиях, формируется дисперсная структура, состоящая из разориентированных фрагментов В2-фазы и мартенситных доменов. Электронограммы с этих участков имеют характерный кольцевой вид.

При больших степенях деформации композита в отдельных областях связки (преимущественно около границ карбидов и в тонких межкарбидных слоях) наблюдаются участки почти однородной интенсивности. Эти области дают сплошные диффузные кольца (110)-В2 на электронограммах, иногда содержащие дуги в основных азимутальных направлениях. Такой характер дифракции соответствует квазиаморфному веществу.

Таким образом, в процессе деформации в связующей фазе реализуется схема превращения $\text{B2} \rightarrow \text{B2} + \text{B19} \rightarrow \text{B2} + \text{«квазиаморфное состояние»}$ с образованием мелкокристаллической, сильно разориентированной структуры с характерным размером кристаллитов менее 10 нм. Данная структура обладает высокой

пластичностью и упрочнением и обуславливает эффективную передачу внешней нагрузки на упрочнитель, вызывая при этом даже в типично хрупких частицах карбида титана дислокационное скольжение. Физический смысл применения структурно-неустойчивых связей в композитах состоит в понижении масштаба структурного уровня пластической деформации за счет формирования в процессе неоднородного нагружения микрокристаллической структуры связующей фазы.

Литература

1. Панин В.Е., Лихачев В.А., Гриняев Ю.В. Структурные уровни деформации твердых тел. – Новосибирск: Наука, 1985. – 229 с.
2. Панин В.Е., Гриняев Ю.В., Елсукова Т.Ф., Иванчин А.Г. Структурные уровни деформации твердых тел // Изв. вузов. Физика. – 1982. – Т. 25. – № 6. – С. 5–27.
3. Hanada S., Watanaabe S., Izumi O. Deformation behaviour of recrystallized Ni₃Al // J. Mater. Sci. – 1986. – V. 21. – P. 203–210.
4. Kooh C.C., White C.L. Boron aggregation at grain boundaries in rapidly solidified Ni₃Al // Scripta Met. – 1985. – V. 19. – No. 8. – P. 963–966.
5. Schulson E.M., Weits T.P., Viens D.V., Baker I. The effect of grain size on the yield strength of Ni₃Al // Acta Metall. – 1985. – V. 33. – No. 9. – P. 1587–1591.
6. Miyasaki S., Otsuka K., Suzuki Y. Transformation pseudo-elasticity and deformation behaviour in Ti–50.6 at. % Ni alloy // Scripta Met. – 1981. – V. 15. – No. 3. – P. 287–292.
7. Кульков С.Н., Полетика Т.М., Панин В.Е. Структура, фазовый состав и характер разрушения спеченных композиционных материалов TiC–TiNi // Порошковая металлургия. – 1983. – № 7. – С. 54–59.
8. Кульков С.Н., Полетика Т.М., Чухломин А.Ю., Панин В.Е. Влияние фазового состава порошковых композиционных материалов TiC–TiNi на характер разрушения и механические свойства // Порошковая металлургия. – 1984. – № 8. – С. 88–92.
9. Пушин В.Г., Кондратьев В.В., Хачин В.Н. Предпереходные явления и мартенситные превращения в сплавах на основе никелида титана // Изв. вузов. Физика. – 1985. – № 5. – С. 9–20.
10. Федоров В.Б., Курдюмов В.Г., Хакимова Д.К. Эффект диспергирования при пластической деформации никелида титана // ДАН СССР. – 1983. – Т. 269. – № 4. – С. 265–272.
11. Татьянан Е.В., Курдюмов В.Г., Федоров В.Б. Получение аморфного сплава TiNi при деформации сдвигом под давлением // ФММ. – 1986. – Т. 62. – № 1. – С. 56–61.