

УДК 539.374+669.018.4

ТЕХНИЧЕСКАЯ ФИЗИКА

Г. В. САМСОНОВ, С. А. БОЖКО, И. П. КУШТАЛОВА

ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ КАРБИДОВ ПРИ АЛМАЗНОМ ШЛИФОВАНИИ

(Представлено академиком Г. В. Курдюмовым 3 VIII 1970)

Карбиды переходных металлов IV—V групп отличаются высокой твердостью и хрупкостью, что является типичным для ковалентных кристаллов. Образование и перемещение дислокаций в кристаллической решетке связано с поворотом и изгибом межатомных связей, а в ковалентных кристаллах возможность такого поворота весьма ограничена, так как при небольших изменениях валентного угла потенциальная энергия системы резко возрастает при сдвиге (¹). В связи с этим наличие ковалентной или хотя бы частично ковалентной межатомной связи вызывает значительное своеобразие в характере дислокационной структуры и механизме пластической деформации. Ряд исследований (¹, ²) свидетельствует о том, что в таких

Таблица 1

Химический состав карбидов

Карбидная фаза	Содержание углерода, вес. %	
	С _{общ}	С _{своб}
TiC _{0,62}	13,46	0,02
TiC _{0,75}	15,81	0,02
TiC _{0,83}	17,23	0,03
TiC _{0,98}	19,72	0,03
ZrC _{0,62}	7,7	0,02
ZrC _{0,72}	8,9	0,02
ZrC _{0,8}	9,5	0,02
ZrC _{0,96}	11,45	0,02
NbC _{0,72}	8,56	0,02
NbC _{0,82}	9,54	0,02
NbC _{0,9}	10,45	0,02
NbC _{0,99}	11,40	0,02

Таблица 2

Микротвердость и глубина наклепанного слоя

Карбидная фаза	Глубина слоя, μ	Микротвердость, кг/мм ²	
		исходная	после наклепа
TiC _{0,62}	28	2200±80	2350±130
TiC _{0,75}	28	2450±80	2600±160
TiC _{0,83}	24	2900±90	2950±140
ZrC _{0,62}	30	2200±80	2300±130
ZrC _{0,72}	28	2450±90	2600±120
ZrC _{0,8}	28	2500±110	2600±110
ZrC _{0,96}	25	2600±100	2650±130
NbC _{0,72}	28	1800±120	2000±110
NbC _{0,82}	32	2100±100	2100±120
NbC _{0,9}	33	2100±130	2400±100
NbC _{0,99}	28	2000±140	2400±110

ковалентных кристаллах, как кремний и германий, дислокации при комнатной температуре практически заморожены и могут передвигаться только в особых условиях при чрезвычайно высокой концентрации напряжений или в тонком приповерхностном слое.

В работах (³⁻⁵) было показано, что в результате шлифования абразивными и алмазными кругами в поверхностных слоях некоторых тугоплавких карбидов происходит пластическая деформация.

Так как карбиды переходных металлов IV—V групп имеют широкие области гомогенности, в пределах которых значительно изменяются силы связи в решетке и ряд физико-химических свойств, то представлялось интересным исследовать влияние поверхностного наклепа на тонкую структуру карбидов в области гомогенности.

Карбиды титана, циркония и ниобия в областях их гомогенности были получены синтезом из элементов (⁶, ⁷). Образцы с пористостью 2—8%

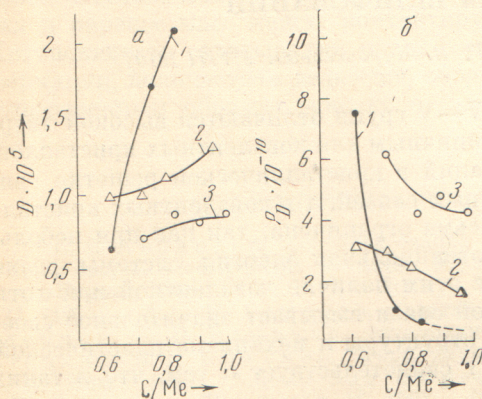
приготавливались горячим прессованием. Химический состав исследованных карбидных фаз приведен в табл. 1.

Поверхностный наклеп осуществлялся на плоско-шлифовальном станке 3Г-71 кругом АСО 16-Б1-50 при режиме: $v_{\text{нр}} = 35$ м/сек, $v_{\text{ст}} = 10$ м/мин, $v_{\text{под}} = 0,6$ мм на двойной ход. Глубина шлифования 0,03 мм. В указанных условиях нагрев шлифуемой поверхности был не выше 300–400° С. При такой температуре опасность изменения химического состава обрабатываемой поверхности исключается.

Для определения глубины наклепанного слоя применяли послойное травление поверхности образцов с контролем глубины стравленного слоя на универсальном измерительном микроскопе УИМ-21 с точностью 1–2 μ и рентгенографирование поверхности (вновь образовавшейся). В табл. 2 приведена толщина наклепанного слоя для карбидов разного состава и изменение микротвердости в результате поверхностного наклепа *.

Исследование тонкой структуры карбидов после поверхностного наклепа производилось на дифрактометре УРС-50ИМ в медном излучении с автоматической записью (скорость 0,5° в мин.). Для повышения точности регистрации интенсивности линий использовалась стандартная приставка для съемки крупнозернистых образцов с вращением. Фиксировались линии (111) и (333).

Рис. 1. Зависимость тонкой структуры деформированных карбидов от содержания углерода. *а* — размер блоков, *б* — плотность дислокаций; 1 — TiC_x , 2 — ZrC_x , 3 — NbC_x



Величину истинного физического уширения β определяли методом аппроксимации (⁸). Предварительно был выполнен гармонический анализ распределения интенсивности, который показал, что это распределение для всех трех карбидов может быть описано функцией Коши

$$I = I_0 / (1 + ax^2).$$

Анализ уширения линий (333) и (111) показал, что для всех исследованных карбидов отношение (333) / (111) близко к отношению секансов отражающих углов, поэтому можно считать, что величина микроискажений II рода в карбидах после поверхностного наклепа незначительна, а все уширение связано с измельчением блоков; средний размер блоков рассчитывался по формуле

$$D = \lambda / \beta_{(111)} \cos \theta_{(111)}.$$

На рис. 1*а* приведена зависимость размера блоков после поверхностного наклепа от состава карбида. Наибольшей пластичностью среди исследованных отличается карбид ниобия. Средний размер блоков в карбиде ниобия мало зависит от содержания углерода и составляет около $(0,7-0,8) \cdot 10^{-5}$ см. Размер блоков в образцах всех составов карбида циркония больше, чем у карбида ниобия. Для карбида циркония уже видна тенденция к увеличению пластичности в области гомогенности. Наиболее резкое увеличение пластических свойств имеет место в области гомогенности карбида титана. Если в карбиде титана состава $\text{TiC}_{0,96}$ уширение линий в результате поверхностного наклепа замечено не было, то $\text{TiC}_{0,62}$ более пластичен, чем $\text{ZrC}_{0,62}$.

* Микротвердость измерялась при нагрузке на индентор 50 Г.

Характер изменения размеров блоков в области гомогенности исследованных карбидных фаз согласуется с изменением в этих фазах микротвердости в результате поверхностного наклепа (табл. 2).

Приблизительная оценка плотности дислокаций в наклепанном слое карбидов была сделана с использованием формулы Вильямсона и Смоллена⁽⁹⁾:

$$\rho = 3n / D^2,$$

где $n = 1$ при предположении, что все дислокации расположились в стенках и образуют равновесные блоки.

На рис. 1б приведена зависимость плотности дислокаций от состава карбидов.

С точки зрения модели твердого тела, основанной на конфигурационной локализации валентных электронов, пластичность материала повышается с увеличением концентрации нелокализованных электронов и понижением энергетической устойчивости и статистического веса стабильных электронных конфигураций локализованных электронов, определяющих жесткость и направленность связи⁽¹⁰⁾.

При образовании карбидов титана, циркония и ниобия металлы являются донорами электронов, причем донорная способность их уменьшается с увеличением СВАСК d^5 -конфигураций*, т. е. от титана к цирконию и далее к ниобию. Экспериментально это было показано в работах Римквиста⁽¹¹⁾. В соответствии с уменьшением донорной способности металлов уменьшается и стабилизация sp^3 -конфигураций атомов углерода, которые в карбидах в большей степени, чем d^5 -конфигурации ответственны за жесткость и направленность связей. Поэтому происходит увеличение пластичности от TiC к ZrC и далее к NbC.

В областях гомогенности карбидов имеет место уменьшение концентрации sp^3 -конфигураций атомов углерода и увеличение концентрации нелокализованных электронов, что обуславливает рост пластических свойств карбидов.

Таким образом, при алмазном шлифовании карбидов титана, циркония и ниобия происходит поверхностный наклеп, причем тонкая структура наклепанного слоя характеризуется измельчением блоков, а микроискажения незначительны. Пластичность увеличивается от TiC к ZrC и далее к NbC и растет в области гомогенности каждого карбида. Рост пластических свойств связан с уменьшением стабилизации sp^3 -конфигураций атомов углерода и увеличением концентрации нелокализованных электронов.

Институт проблем материаловедения
Академии наук УССР
Киев

Поступило
29 VII 1970

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

- ¹ В. И. Трефилов, Ю. В. Мильман, В сборн. Вопросы физики металлов и материаловедения, № 17, Киев, 1963, стр. 32. ² В. П. Алехин и др., Физика и химия обработки материалов, № 3, 75 (1967). ³ С. С. Горелик, Рекристаллизация металлов и сплавов, М., 1967. ⁴ И. П. Кушталова, А. Н. Иванов, Порошковая металлургия, № 9, 81 (1968). ⁵ И. П. Кушталова, А. Н. Иванов, Там же, № 2, 13 (1967). ⁶ Г. В. Самсонов, С. А. Божко, Там же, № 7, 30 (1969). ⁷ Г. В. Самсонов, С. А. Божко, Там же, № 3, 46 (1970). ⁸ С. С. Горелик, Л. Н. Расторгуев, Ю. А. Скаков, Рентгенографический и электронографический анализ металлов, М., 1963. ⁹ G. Williamson, R. Smallmon, Phil. Mag., 1, 34 (1956). ¹⁰ G. V. Samsonov, In: Hochtemperaturwerkstoffe, G. P. Plansee Seminar, 1968, Wien — N. Y., 1969, p. 10. ¹¹ L. Ramqvist, B. Ehstig et al., J. Phys. Chem. Solids, 30, 1849 (1969).

* СВАСК — статистический вес атомов со стабильными конфигурациями электронов.