

Р. А. АНДРИЕВСКИЙ, И. И. СПИВАК, В. В. КЛИМЕНКО

**О ПРОЯВЛЕНИИ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ У ТУГОПЛАВКИХ СОЕДИНЕНИЙ**

(Представлено академиком А. А. Бочваром 16 VIII 1971)

К настоящему времени накоплена значительная информация о сверхпластичности металлов и сплавов (1-4). Сведения о сверхпластичности тугоплавких соединений — карбидов, боридов, окислов и др. — носят эпизодический характер и исчерпываются, пожалуй, результатами изучения деформации  $ZrO_2$  в районе фазового превращения (5), а также данными об активированном горячем прессовании тонких окисных порошков, полученных в неравновесных условиях (6).

Было интересно выяснить возможность проявления сверхпластичности в двухфазных композициях на основе тугоплавких соединений. Для этой

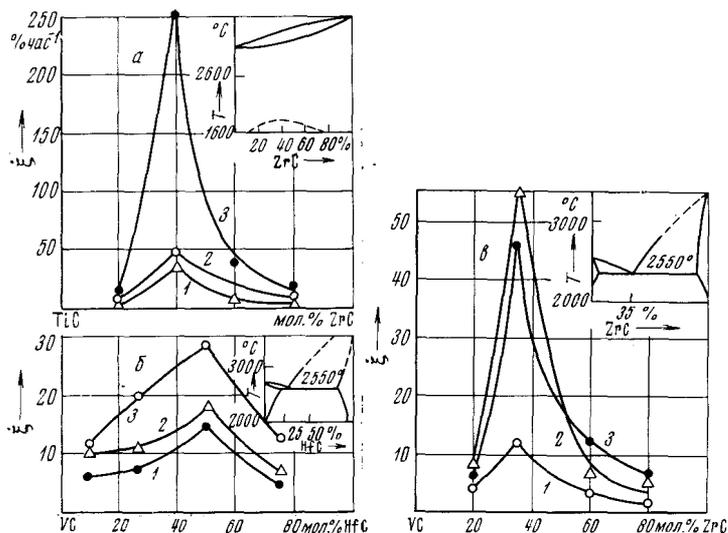


Рис. 1. Скорость ползучести в системах TiC — ZrC ( $\sigma = 100$  кг/см<sup>2</sup> (1, 2), 50 кг/см<sup>2</sup> (3);  $T = 2400^\circ\text{C}$  (1),  $2460^\circ\text{C}$  (2),  $2600^\circ\text{C}$  (3)); VC — HfC ( $\sigma = 100$  кг/см<sup>2</sup> (1, 2), 50 кг/см<sup>2</sup> (3);  $T = 2100^\circ\text{C}$  (1),  $2200^\circ\text{C}$  (2),  $2300^\circ\text{C}$  (3)); VC — ZrC ( $\sigma = 50$  кг/см<sup>2</sup> (1, 2), 30 кг/см<sup>2</sup> (3),  $T = 2100^\circ\text{C}$  (1),  $2200^\circ\text{C}$  (2),  $2300^\circ\text{C}$  (3))

цели были выбраны системы VC — ZrC, VC — HfC, TiC — ZrC, первые две из которых относятся к эвтектическому типу, а третья характеризуется распадом (7). Образцы для исследований готовили горячим прессованием с последующим отжигом при температуре  $2500^\circ\text{C}$ ; пористость композиций VC — ZrC, VC — HfC, TiC — ZrC составляла соответственно 1,5—3, 8—15, 4—6%; состав по углероду был близким к стехиометрическому; методика испытаний, заключающаяся в изучении ползучести при изгибе (образцы размером  $1,5 \times 1,5 \times 15$  мм<sup>3</sup>), описана ранее (8, 9).

Основные результаты работы представлены на рис. 1 и 2. Как видно, для всех трех исследованных систем концентрационная зависимость скорости ползучести ( $\xi$ ) имеет немонотонный характер с ярко выраженными максимумами, особенно у композиций VC — ZrC и TiC — ZrC, причем в первом случае концентрация, для которой наблюдается  $\xi_{\max}$ , совпадает с эвтектической. Для композиций TiC — ZrC обнаруженные аномалии в концентрационном изменении  $\xi$  кажутся, на первый взгляд, даже странными, если судить по диаграмме состояния (<sup>7</sup>), но не исключено, что температура распада в этой системе выше 2100° С; этот вопрос требует дополнительного изучения.

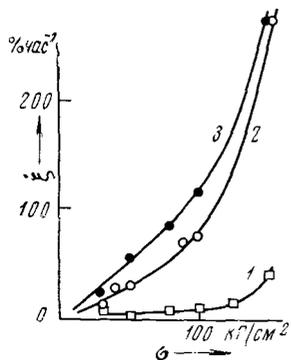


Рис. 2. Зависимость  $\xi$  от  $\sigma$  для композиций VC — 35% ZrC (1, 2) и VC — 60% ZrC (3) при различных температурах: 1 — 1900° С, 2 — 2200° С, 3 — 2300° С

Система VC — ZrC была исследована наиболее подробно; зависимость  $\xi$  от  $\sigma$  в данном случае оказалась существенно нелинейной (рис. 2) в отличие от результатов, полученных ранее при изучении однофазных карбидов в том же интервале температур и нагрузок (<sup>8, 9</sup>). Обработка экспериментальных результатов показала, что они удовлетворяют выражению  $\xi \sim \alpha\sigma + \beta \text{ sh } \beta\sigma$  ( $\alpha$  и  $\beta$  — постоянные при данной температуре), которое было предложено в (<sup>10</sup>).

Микроструктурный и микрорентгеноспектральный анализ образцов показал, что средний размер частиц ZrC в композиции VC — 35% ZrC, составлявший до опытов  $\sim 2-3 \mu$ , после высокотемпературных испытаний не менялся. Микрорентгеноспектральный анализ использовался в данном случае для корректировки микроструктурных результатов, поскольку последние для металлокерамических образцов иногда искажены в связи с наличием пор.

Размер включений в композициях VC — HfC и TiC — ZrC составлял соответственно  $< 3$  и  $7 \mu$ . Состав композиций VC — 35% ZrC; VC — 50% HfC; TiC — 40% ZrC, для которых наблюдалось  $\xi_{\max}$ , соответствовал примерно равновеликости объемов фаз ( $\sim 45 \text{ об. } \%$ ).

Интересно отметить также, что энергия активации ползучести в исследованном интервале температур (1900—2300° С) оказалась непостоянной: для низкотемпературного участка  $Q \sim 70$  ккал, для высокотемпературного  $Q \sim 170$  ккал. Эти значения близки к величинам энергии активации диффузии углерода в карбиде ванадия ( $Q_{C \rightarrow VC} = 67$  ккал) и циркония в карбиде циркония ( $Q_{Zr \rightarrow ZrC} = 172$  ккал) (<sup>11, 12</sup>). Проведенные нами опыты по определению диффузионной подвижности  $C^{14}$  в композиции VC — 35% ZrC подтвердили, что параметры самодиффузии углерода в этой композиции близки к таковым для самодиффузии  $C^{14}$  в VC. Однако эти данные не дают еще оснований для суждений о механизме процесса, поскольку требуется детальная информация о параметрах граничной диффузии углеродных и металлических атомов в карбидных композициях.

Тем не менее очевидно, что многие закономерности, выявленные при изучении сверхпластичности металлических сплавов (нелинейная связь  $\xi$  и  $\sigma$ , проявление сверхпластичности в двухфазных сплавах, объемы фаз в которых равновелики, а величина включений составляет несколько микрон), наблюдаются и в случае карбидных композиций. Температура наших опытов составляла  $0,8-0,9 T_{\text{абс. пл.}}$ . Характерно также, что концентрационный ход усадки при спекании композиций VC — ZrC следовал в основном симбатно зависимости  $\xi \sim f$  (состав): композиции VC — (20—40)% ZrC обладали наименьшей пористостью после спекания при 2300—2400° С. Однако при спекании композиций TiC — ZrC это не наблюдалось,

и закономерности проявления сверхпластичности при спекании нуждаются в дополнительном изучении.

Авторы выражают благодарность К. Л. Чевашевой за помощь в проведении работы.

Поступило  
27 V 1971

#### ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

- <sup>1</sup> А. А. Бочвар, Сверхпластичность металлов и сплавов, М., 1969. <sup>2</sup> А. А. Пресняков, Сверхпластичность металлов и сплавов, Алма-Ата, 1969. <sup>3</sup> R. Johnson, Metals Materials, № 9, 115 (1970). <sup>4</sup> G. Davies, J. Edington et al., J. Mater. Sci., 5, 1091 (1970). <sup>5</sup> J. Hart, A. Chakladar, Mater. Res. Bull., 2, 521 (1967). <sup>6</sup> P. Morgan, In: Ultrafinegrain Ceramics, 1970, p. 251. <sup>7</sup> R. Kieffer, J. Inst. Metals, 97, 164 (1969). <sup>8</sup> Р. А. Андриевский, И. И. Спивак, А. Е. Цулин, ДАН, 185, 792 (1969). <sup>9</sup> И. И. Спивак, В. В. Клименко, Физ. мет. и металловед., 32, № 2 (1971). <sup>10</sup> D. Avery, V. Backofen, Trans. ASM, 58, 551 (1965). <sup>11</sup> Р. А. Андриевский, В. С. Еремеев и др., Неорганические материалы, 3, 2158 (1967). <sup>12</sup> Р. А. Андриевский, Ю. Ф. Хромов, И. С. Алексеева, Физ. мет. и металловед., 32, № 3 (1971).