

ВЛИЯНИЕ ПРОКАТКИ НА УСТОЙЧИВОСТЬ КОМПОЗИЦИОННОЙ МИКРОСТРУКТУРЫ СПЛАВОВ ЭВТЕКТИЧЕСКОГО ТИПА

*В. Е. Семененко, Г. П. Ковтун**

*Харьковский национальный университет, г. Харьков, Украина; *Национальный науч-
ный центр «Харьковский физико-технический институт», г. Харьков, Украина*

Вивчені структурні зміни, що виникають при деформуванні та термічній обробці тугоплавких карбідних композитів з регулярною структурою. Визначені оптимальні режими прокату, при яких залишається структурна стабільність до $0,85 T_m$. Виявлена можливість дифузійної сварки високотемпературних карбідних матеріалів.

Изучены структурные изменения, наблюдаемые при деформации и термической обработке тугоплавких карбидных композитов с однонаправленной структурой. Определены оптимальные режимы прокатки, при которых сохраняется структурная стабильность композитов. Показана возможность диффузионной сварки высокотемпературных карбидных материалов.

The structure change in process determination and thermal working of tungsten carbide composite are studied. The optimum conditions of rolling and retainage stability of composite structure up to $0,85 T_m$ were determined. It is shown possibility of diffusion on welding of high temperature carbide materials.

Тугоплавкие металлы и сплавы на их основе являются перспективными материалами термоядерной энергетики. Среди них заметное место занимают естественные композиты (in situ), формируемые в процессе направленной кристаллизации сплавов эвтектического типа (ЭК) [1]. Наибольшей жаропрочностью обладают системы тугоплавкий металл-карбидная фаза, объемная доля которой достигает 20...40% эвтектических структур. Такие материалы с пространственно-ориентированным расположением монокристаллической карбидной фазой характеризуются структурной стабильностью вплоть до предплавиельных температур [2]. Для расширения возможных областей применения ЭК необходимы данные о возможности их деформации при горячей и холодной обработке.

С целью выяснения деформационной способности эвтектических композитов (системы Ta-Ta₂C, Mo-ZrC), влияния степени пластической деформации на устойчивость их ориентированной структуры проведены эксперименты по прокатке композитов в гладких валках на вакуумном прокатном стане ДУО-135. Для прокатки использовались образцы с регулярной и колонийной структурами в виде пластин толщиной 5...8 мм и длиной ~50 мм, которые вырезались электроискровым способом из слитка ЭК с последующим удалением наклепанного слоя и отжигом. Прокатка осуществлялась вдоль и поперек расположения волокон. Полная информация о структурных изменениях в ЭК в результате пластической деформации получена с помощью металлографического анализа, просвечивающей и растровой электронной микроскопией.

Експериментально встановлено, що прокатка паралельно напрямленню росту карбидів Ta₂C - <010 > оказалась возможной ($T = 300$ К) до деформации (ϵ), равной 10...15 %. Протяженные карбиды ограничивают деформационную способность ЭК в продольном направлении, и большие степени обжатия приводят к растрескиванию карбидной фазы и всей композиции в целом. При этом промежуточные отжижки (1350 К, 1...3ч) позволили достигнуть степени обжатия $\epsilon \leq 25$ %. Микроструктуры образцов, прокатанных (при 300 К) с различными степенями обжатия, представлены на рис.1.

Металлографические наблюдения за полированной поверхностью образцов показали интенсивное (множественное) скольжение в танталовой матрице. При обжатии ($\epsilon > 40\%$ поперек волокон) наблюдались локальные искривления волокон (без разрушения до $\epsilon > 75\%$), что обусловлено пересечением карбидов плоскостями скольжения, действующими в металлической матрице. Промежуточные отжижки позволили достигнуть $\epsilon \approx 85...90\%$ (без разрушения волокон). Заметим, что при прокатке тантала в процессе деформации принимают участие все системы скольжения, характерные для металлов с ОЦК [3]. По данным электронной микроскопии (ПЭМ) при прокатке в матрице ($\epsilon > 5\%$) образовывалась ячеистая дислокационная структура (рис.2), причем, с ростом степени обжатия размеры ячеек уменьшались, их стенки становились более четкими, плотность дислокаций вблизи границ ячеек увеличивается. Чередование черного и белого контраста при переходе через границы таких ячеек свидетельствует, вероятно, о присутствии в границах дислокаций

одного знака. Возможная причина образования таких структур в ЭК связана с неоднородным расположением стопоров дислокаций в плоскости скольжения. Последнее, как известно, в однофазных материалах обусловлено пересекающимися дислокациями - дислокациями «леса», присутствующими в литом материале [4]. В процессе пластической деформации ЭК отдельные участки дислокаций, взаимодействуя с препятствиями, могут создавать барьеры типа Коттрелла-Ломера и, тем самым, образовывать дислокационные сплетения - эффективные препятствия для движения дислокаций, вытянутые вдоль направления скольжения в плоскостях типа 110.

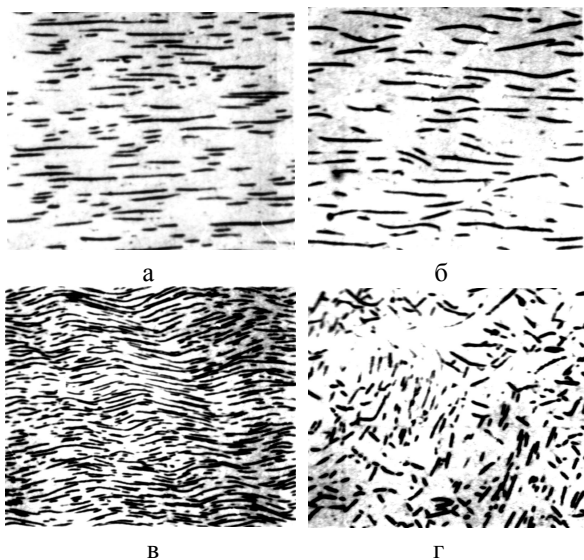


Рис.1. Влияние прокатки на микроструктуру системы Ta-Ta₂C при различных степенях деформации, ε%: а - исходная структура; б - ε = 35; в - ε = 60; г - ε = 80, ув. 350

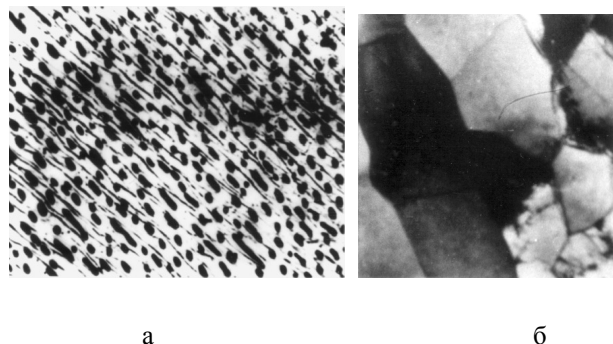


Рис.2 Микроструктура эвтектических композитов: а - полосы скольжения в системе Ta-Ta₂C, ув. 800; б - ячеистая структура деформированного материала (система Mo-ZrC), ув. 3000

Как показали данные ПЭМ, плотность дислокаций монокристаллов молибдена, деформированных на 20...40 %, составляет $\rho_d = 10^{10} \dots 3 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$, тогда как в ЭК Mo-ZrC при тех же условиях $\rho_d \sim 10^{13} \text{ см}^{-2}$, аналогично [5]. Измеренная микротвердость молибдена в процессе однотипной деформации изменялась от 1400 до 2500...2600 МПа, тогда как в ЭК - возросла до 3500...3700 МПа. Полученные результаты указывают на деформационное упрочнение мат-

рицы, что способствует ее большему вкладу в механизм композиционного упрочнения композитов. Заметим, что при этом возрастает в 1,5-1,7 раза прочность ЭК. Обнаружено существование взаимосвязи между размерами ячеистой структуры и степенью дисперсности эвтектик, причем при определенной скорости кристаллизации ($R \geq (1,66 \dots 2,8) \cdot 10^{-5} \text{ м/с}$) средний размер ячеек сопоставим с межфазным расстоянием. В результате отжига величина ячеек превышает их размеры в деформированной ЭК, однако их рост лимитируется дисперсностью ЭК. Экспериментально определено, что в системе Ta-Ta₂C (ε = 25%, отжиг при T=1400 К, 3ч) предел текучести σ_s изменялся в пределах 1000...670 МПа при T = 1450...2050 К, тогда как в исходной НК композиции - $\sigma_s = 720 \dots 480 \text{ МПа}$. В системе Mo-ZrC (ε = 30%, отжиг T = 1350 К, 2 ч) предел текучести σ_s в 1,6 раза превысил соответствующую величину исходной композиции. Следовательно, существует возможность стабилизации структурного состояния НК композиций при соответствующем подборе режимов термообработки.

По данным металлографического анализа, при деформациях $\epsilon > 40 \dots 50\%$ наблюдалось быстрое разрушение ЭК с колонийной структурой, тогда как в регулярных композитах допустимы деформации 75...90 %. Последнее объясняется тем, что упрочненная матрица настолько препятствует распространению трещины, что когда она достигает границы колоний, то путь наиболее легкого ее распространения проходит вдоль этой границы, что и приводит к расслоению композита. В то же время расслоение по границам ячеек тормозит распространение трещины, так как дальнейшее ее продвижение по образцу требует вторичного зарождения трещины в матрице. При прокатке ($\epsilon > 55 \dots 60\%$, T=300К) наблюдалось нарушение предпочтительных ориентационных соотношений между фазами, что приводит к потере термической стабильности структуры при $T \geq 0,65 \dots 0,7 T_{пл}$, тогда как для образцов ($\epsilon \leq 40\%$) - структурная стабильность сохранялась до $0,85 T_{пл}$.

Известно, что дисперсные частицы блокируют границы субзерен и задерживают процессы рекристаллизации [4]. Возникающие при прокатке субграницы в волокнах могут приводить к возникновению «псевдорелеевых» неустойчивостей, похожих на неустойчивости, развивающиеся в пластинчатых эвтектиках [1]. По данным металлографического анализа, при отжиге образцов ($T > 0,6 T_{пл}$, $\epsilon > 40\%$) начинается рекристаллизация в деформированной матрице, постепенно распространяясь в карбидную фазу. В результате рекристаллизации появляются матричные перемычки на волокнах карбидов, перетяжки карбидов в местах изгибов, которые постепенно утолщаются и укорачиваются, а после 50...100 ч отжига превращаются в глобулярные карбиды. В ЭК, прокатанной при высоких температурах (T=1500К, $\epsilon > 70\%$), сфероидизация происходила преимущественно в местах заполнения матрицей разрушенных участков карбидов. Получены положительные результаты по дробной прокатке (ε = 10, 20, 30, 40, 50 %) с промежуточными отжигами ($T_{отж} \leq 0,6 T_{пл}$)

без потери прочности ЭК. В результате отжига снижается плотность дислокаций до величины $3...5 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$, однако ячеистая субструктура сохраняется.

Установлено, что высокотемпературная пластическая деформация карбидов происходит скольжением по базисным плоскостям, для чего требуются сравнительно низкие напряжения. Облегчено скольжение и по двойниковым границам кристаллизационного происхождения, располагающимся вдоль карбидных волокон. При высокотемпературной прокатке системы Mo-ZrC (1750 К) достигнуто предельное обжатие $\varepsilon \approx 55...58\%$ без разрушения карбидов с преимущественной текстурой $\langle 110 \rangle$. При горячей прокатке наблюдалось пластическое течение металлической и карбидной фаз ($T \geq 0,7 T_{пл}$), причем субструктура возникла в обеих фазах.

Таким образом, в тугоплавких эвтектических сплавах обнаружено сохранение композиционной структуры в широком интервале степеней обжатия. При этом структурная термостабильность эвтектических композитов сохраняется до 0,85 температур плавления эвтектик при их деформации до 40%. Это позволяет сделать вывод о возможности диффузионной сварки анизотропных высокотемпературных ма-

териалов и их практического применения.

Литература

1. A.Michra, R.S.Mukherjee, A.K.Murty. Creep Behavior of Advanced Materials for the 21 st Century // *Symposium on Creep Behavior Advanced Materials for the 21 st century, San Diego*. CA Feb28 - Mar4, 1999, p.295-310.
2. V.E.Semenenko, G.P.Kovtun. Specific features of homogeneous structures formation in heterophase metal-carbide system // *Functional Materials*. 1998, v.5, № 12, p.1-7.
3. Г.С.Бурханов, В.П.Губчевский, Д.М.Златоустовский, А.Н.Мироничева. Формирование текстуры при прокатке монокристаллов тантала // *Изв. АН СССР*. 1988, № 4, с.108-112.
4. Р.В.Херцберг. *Деформация и механика разрушения конструкционных материалов*. М.: «Металлургия», 1989, с.139-184.
5. J.D.Verthoeven, H.L.Powning, L.S.Chumbley, E.D.Gibson. The resistivity and microstructure of heavily drawn Cu-Nb alloys // *J.Appl. Phys*. 1989, v.65, p.1293-1301.