

## ДИСПЕРСИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ СПЛАВОВ Mo-Zr-C

В.Е. Семененко, Н.Н. Пилипенко\*

Харьковский национальный университет им. В.Н.Каразина,

г. Харьков, 61077, пл. Свободы, 4;

\*Национальный научный центр «Харьковский физико-технический институт»,

г. Харьков; E-mail: [azhazha@kipt.kharkov.ua](mailto:azhazha@kipt.kharkov.ua)

Изучена кинетика формирования высокодисперсных жаропрочных структур в молибденовых сплавах с карбидными фазами, образующихся в процессе старения и направленной кристаллизации. Установлен двухстадийный характер упрочнения стареющих сплавов. Выявлены условия, обеспечивающие очистку молибденовой матрицы от углерода при одновременном легировании дисперсными карбидами. Показана более высокая термическая стабильность эвтектических волокон (пластин) по сравнению с дисперсными частицами стареющих сплавов.

## ВВЕДЕНИЕ

Повышение жаропрочности сплавов на основе тугоплавких металлов, полученное в последние годы, практически полностью связано с использованием упрочнения в результате введения дисперсных фаз внедрения (карбидов, нитридов и окислов металлов IVA и VA групп) в количестве, определяемом технологичностью и эффективностью получаемых гетерофазных структур. Отличительной особенностью таких сплавов является высокая термодинамическая устойчивость фаз внедрения, температуры плавления которых намного превышают температуры плавления металлического компонента. Добавки в молибден металлов IVA группы образуют в таких сплавах карбиды MeC, играющие роль упрочнителей, а металлы VA группы (например, ниобий) оказывают положительное влияние на низкотемпературную пластичность [1-7].

Среди тугоплавких металлов и сплавов на их основе наибольшее применение имеет молибден. Прочностные характеристики молибденовых сплавов обеспечивают возможность их применения для различных изделий (листовых конструкций, накладок, термодатчиков, устройств и т.п.) [3, 4]. Эти варианты использования молибденовых сплавов предусматривают, в первую очередь, достаточно хорошую способность к механической обработке и повышенный уровень жаропрочности.

Для увеличения жаропрочных характеристик молибденовых сплавов довольно эффективен принцип создания гетерофазной структуры металла путем совместного легирования достаточно большим количеством углерода и карбидообразующими элементами (Zr, Hf, Ti) [2,6,8]. Необходимо создать в сплавах такую структуру, чтобы выпадающая в результате старения закаленного деформированного сплава карбидная фаза располагалась на границах зерен ячеистой структуры, блокируя ее, обеспечивая торможение процессов рекристаллизации и сохранение деформационного упрочнения.

Во многих случаях сплавы металлов с фазами внедрения образуют псевдодвойные диаграммы эвтектического типа. Микроструктура сплавов

определяет их физические свойства, однако кинетика формирования оптимальной структуры слитка образующейся в различных условиях термической обработки изучена недостаточно.

Одним из основных направлений в разработке высокопластичных и технологичных сплавов на основе молибдена является максимальная очистка молибдена от примесей внедрения при одновременном легировании элементами-упрочнителями твердого раствора.

В данной работе изучена возможность создания высокодисперсных жаропрочных структур в сплавах на основе молибдена с карбидными фазами, формируемых в процессе старения, и направленной кристаллизации квазиэвтектического сплава Mo-Zr-C (рис.1).

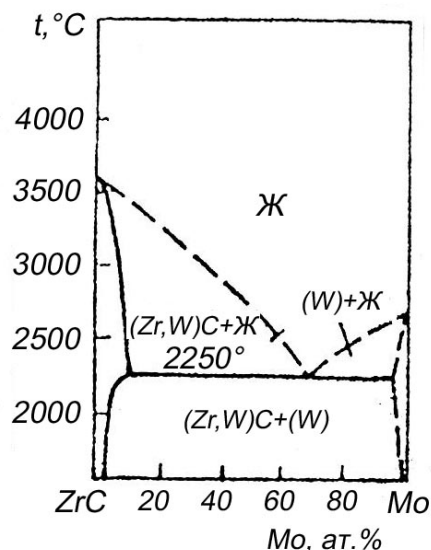


Рис.1. Двойная диаграмма состояния системы ZrC-Mo

## ОБРАЗЦЫ И МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

В данной работе исследованы сплавы молибдена: Mo-0,65Zr-0,06C (содержание кислорода, водорода и азота составляло 0,0027...0,0028 мас.%) (сплав 1) и квазиэвтектический сплав Mo-Zr-C (сплав 2).

Растворимость углерода в молибдене при эвтектической температуре (~2500 К) составляет 0,2 ат.% (0,02 мас.%). В то же время растворимость углерода в молибдене при комнатной температуре практически отсутствует (~10<sup>-4</sup> ат.%) [9, 10]. Углерод, как элемент внедрения, растворяясь в заметных количествах, обуславливает повышение твердости и хрупкости металла-основы. При изучении распада твердого раствора на основе молибдена в системе Mo-Zr-C следует учитывать, что растворимость углерода в молибдене при добавке циркония (гафния, титана) существенно повышается (рис.2). Такое увеличение растворимости углерода, вероятно, связано с увеличением размеров междоузлий при растворимости циркония, который имеет больший, чем у молибдена атомный радиус и образует с ним твердый раствор замещения [5]. При достижении определенных концентраций (см. рис.2) этих металлов начинает превалировать другой фактор, связанный со стремлением к образованию карбидов металлов. Из рис.3 видно, что диффузионная подвижность углеродных и металлических атомов в различных карбидах при равных температурах примерно одинакова, причем уровень диффузионной подвижности  $D_{Me \rightarrow MeC}$  совпадает с уровнем подвижности в металлах, а величины  $D_{C \rightarrow MeC}$  ниже, чем  $D_{C \rightarrow Me}$ . Последнее не удивительно, ибо диффузия углерода в металлах осуществляется по механизму внедрения в чистом виде. Таким образом, данные рис.3 свидетельствуют о том, что диффузионная подвижность в карбидах определяется в основном лишь соответственной температурой, и ситуация напоминает температурную зависимость диффузионной подвижности в металлах [9, 11].

Распад пересыщенного твердого раствора, образованного после закалки, приводит к образованию карбидов, имеющих значительно больший (на 1,5...2 об.%) атомный объем по сравнению с молибденовой матрицей, и соответственно, увеличению напряжений в слитке сплава. В целом, введение в молибден добавок углерода и циркония приводит к резкой интенсификации процессов распада твердого раствора и к дисперсионному твердению, исследованному в данной работе.

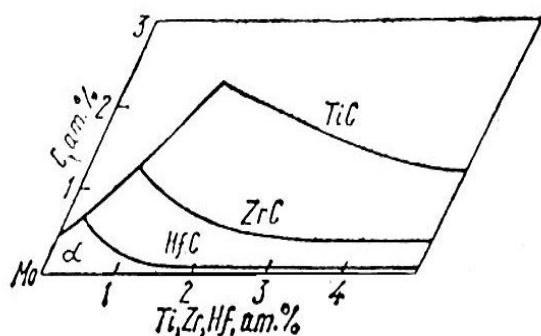


Рис.2. Зависимость растворимости углерода в молибдене в зависимости от содержания циркония

(гафния, титана) при температуре 2100 °С [9, 11, 12]

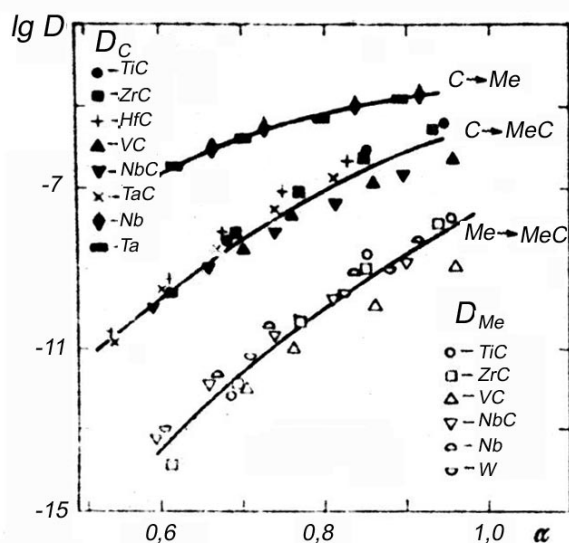


Рис.3. Температурная зависимость коэффициентов диффузии атомов углерода в переходных металлах, в карбидах и металлических атомов в карбидах и металлах

Слитки заданного состава диаметром 8...20 мм выплавлялись электронно-лучевым способом (вакуум < 2·10<sup>-4</sup> Па), затем прокатывались при 1200...1400 °С на полосу ~10 мм. В дальнейшем образцы закалывали от температуры 2100 °С (выдержка 1 ч), охлаждая их в струе инертного газа (гелия). Скорость охлаждения при 2100...900 °С составляла 150...200 °С/с. Контроль температуры осуществляли оптическим пирометром, проградуированным по точкам плавления циркония (1855 °С), ниобия (2468 °С), молибдена (2625 °С) с точностью ±10...15 °С.

Сплав 1 подвергали старению в вакууме (< 10<sup>-4</sup> Па) в интервале температур 1200...1700 °С, время выдержки 1...12 ч. Контроль температуры осуществляли вольфрам-рениевой термопарой ВР5/20 с точностью ~15 °С. Микротвердость полученных образцов измеряли на приборе ПМТ-3 при комнатной температуре.

Макро- и микроструктуру исследовали металлографическим методом, просвечивающей электронной микроскопией (ПЭМ); проведен рентгено- и микрорентгеноспектральный анализы [5, 13]. Распределение примесей внедрения производили по методике, аналогичной работе [6]. Химическое травление образцов проводили в смеси (1:1) 10% раствора КОН и 20% раствора K<sub>3</sub>Fe(CN)<sub>6</sub>, время травления 5...10 с. Снятие наклепанного слоя и подготовку фольг для электронно-микроскопических исследований осуществляли путем электрополировки (90% раствор H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>, ток 6 А, напряжение < 30 В). Механические испытания на растяжение проводили по методике, описанной в [2].

## РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТА И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

При электронно-микроскопическом исследовании горячепрессованных образцов (после горячей прокатки) обнаружена хорошо развитая ячеистая структура (рис.4). По данным электронно-микроскопических исследований закаленных сплавов 1 в них обнаружены объемные, довольно крупные частицы дикарбида  $\text{Mo}_2\text{C}$ . Присутствие этих включений является, вероятно, результатом растворения карбидной фазы в процессе выдержки под закалку из-за превышения в сплаве предельной растворимости углерода при температуре выдержки (см. рис.1, 2).

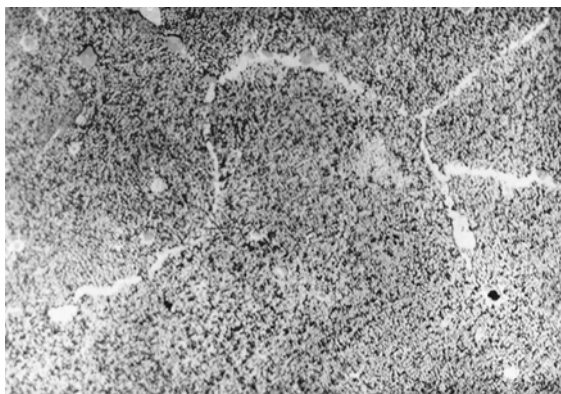


Рис.4. Микроструктура закаленного сплава  $\text{Mo-Zr-C}$ , ув. 65000.  
Темные участки – зоны Гинье-Престона

Твердость (HV) сплава  $\text{Mo-0,65Zr-0,06C}$  после закалки снизилась на  $80...100 \text{ кг/мм}^2$  по сравнению с горячедеформированным состоянием ( $260...280 \text{ кг/мм}^2$ ). Период решетки твердого раствора этого сплава в закаленном состоянии значительно выше (на  $\sim 0,01\text{Å}$ ) по сравнению с периодом решетки после отжига при  $1700^\circ\text{C}$  (4 ч) и медленного охлаждения до комнатной температуры (в течение 7 ч). Следовательно, выбранный режим закалки обеспечивает необходимое при последующем старении пересыщение твердого раствора. На рис. 5 приведена зависимость твердости сплавов от продолжительности старения. Как видно, после старения ( $\sim 5$  ч) наблюдается первый максимум. Металлографическое исследование структуры сплава не выявило выделений вторых фаз из твердого раствора. По данным ПЭМ внутри зерен твердого раствора и в приграничных областях образуется большое количество дисперсных выделений карбида  $\text{ZrC}$ , вокруг которых наблюдается повышенная плотность дислокаций (рис.6). По всей вероятности, начальные стадии старения связаны с искажением матрицы и повышением в ней плотности дислокаций.

При увеличении продолжительности старения до 7 ч частицы  $\text{ZrC}$  постепенно укрупняются. При этом происходит растворение на границах зерен оставшейся после закалки фазы  $\text{Mo}_2\text{C}$ . Таким образом, протеканием указанных выше процессов можно объяснить снижение твердости сплавов (см. рис.5, а). После старения в течение 10 ч, когда наблюдается второй подъем твердости, число частиц карбида  $\text{ZrC}$  в результате коагуляции

становится меньше, в то время как плотность дислокаций остается повышенной. Основное различие в дислокационной структуре образцов, состаренных в течение 7 и 10 ч, заключается в том, что в первом случае дислокации распределены по объему зерен очень неравномерно (скопления вокруг частиц  $\text{ZrC}$ ) (см. рис.6), тогда как при выдержке 10 ч они распределены равномерно по объему зерен. При этом дислокации закреплены атомами углерода или других примесных элементов внедрения, образующих атмосфереры Коттрелла в процессе охлаждения образца от температуры старения ( $\sim 1400^\circ\text{C}$ ) (рис.7).

Определено, что с увеличением продолжительности старения период решетки твердого раствора сплавов непрерывно уменьшается с увеличением продолжительности старения при исследованных температурах. В сплаве  $\text{Mo-0,65Zr-0,06C}$  период решетки изменяется от  $3,1516 \text{ Å}$  в закаленном состоянии до  $3,1440 \text{ Å}$  после старения 10 ч при  $1400^\circ\text{C}$ . Наблюдается монотонное изменение периода решетки в процессе старения с выделением карбидной фазы. В то же время в отличие от периода решетки изменение полуширины дифракционной линии  $(211)_\alpha$  аналогично ходу кривых твердости (см. рис.5, б). Это объясняется тем, что ширина рентгеновской дифракционной линии как интегральная характеристика зависит не только от плотности дислокаций, но и от характера их распределения в объеме. При равномерном распределении дислокаций в объеме зерен возможно изменение ширины дифракционной линии.

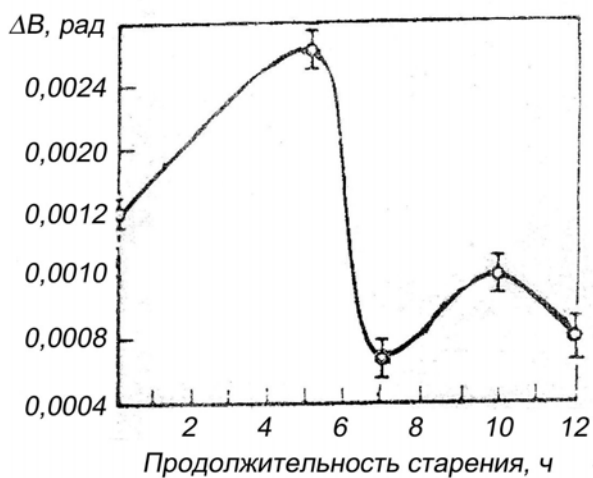
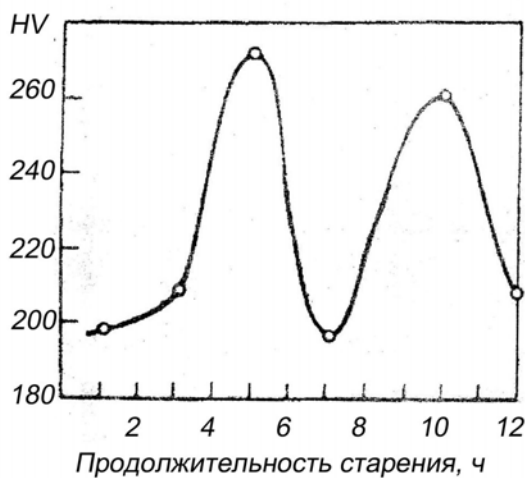
Установлено, что после старения при  $1500$  и  $1600^\circ\text{C}$  твердость изменяется качественно также, что при  $1400^\circ\text{C}$  максимумы твердости смещены в сторону меньших выдержек. Для сплавов, состаренных при  $1700^\circ\text{C}$ , не обнаружен максимум на кривой твердости. Наблюдается корреляция характера изменения полуширины дифракционной линии с изменением твердости при температурах старения  $1500...1700^\circ\text{C}$ .

Таким образом, анализ полученных данных показывает, что двухстадийный характер упрочнения сплава  $\text{Mo-0,65Zr-0,06C}$  обусловлен образованием двух упрочняющих фаз. Первый максимум упрочнения (старение  $\sim 5$  ч) обусловлен выделением дисперсных частиц  $\text{ZrC}$  и падением пластичности. Второе повышение твердости, связанное с перестройкой дислокационной структуры, сопровождается ростом пластичности (величина  $\delta \approx 17\%$ ), что возможно для процессов полигонизационного типа. Действительно, полигонизация в тугоплавких металлах начинается при температурах значительно более низких, чем диффузия примесей внедрения, приводящая к распаду твердого раствора (для молибдена эта разница составляет  $\sim 150^\circ\text{C}$ ).

Проведены структурные исследования в процессе отжига ( $2...5$  ч,  $1200...1400^\circ\text{C}$ ) квазиэвтектического молибденового сплава ( $86,05\text{Mo}+12,5\text{Zr}+1,45\text{C}$ ), полученного высокоградиентной направленной кристаллизацией

с характерной пластинчато-стержневой микроструктурой (рис.8). В эвтектической системе Mo-21 об.% ZrC наличие эффективного карбидообразующего элемента (Zr) существенно влияет на характер перераспределения фаз [5, 14].

По данным ПЭМ после обычной зонной плавки на шлифах таких материалов наблюдались крупные первичные декариды  $Mo_2C$ , а также большое количество карбидов ZrC.



а

б

Рис.5. Зависимость твердости (а) и полуширины дифракционной линии  $(211)_\alpha$  (б) сплава 1 от времени старения при 1400 °С

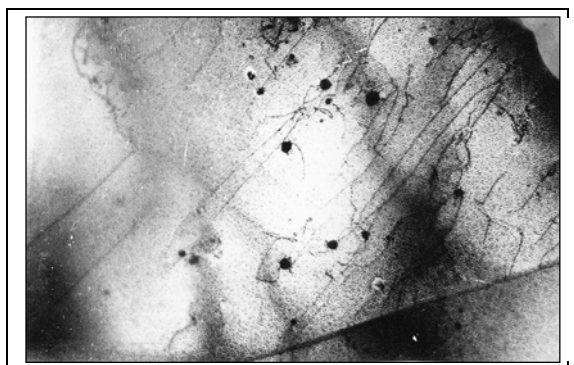


Рис.6. Частицы упрочняющих фаз и дислокационная структура сплава Mo-0,65Zr-0,06C, ув. 20000

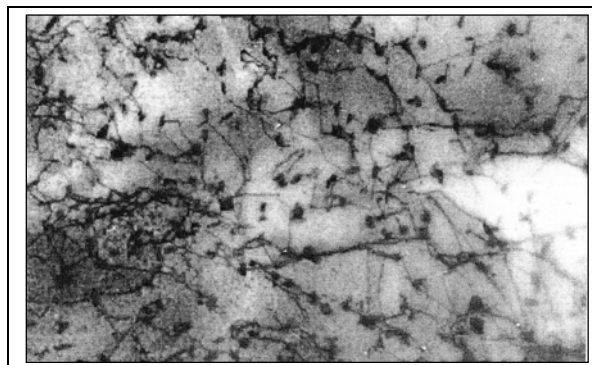


Рис.7. Дислокации, задержанные частицами выделений (система Mo-Zr-C (сплав 1)), ув. 60000

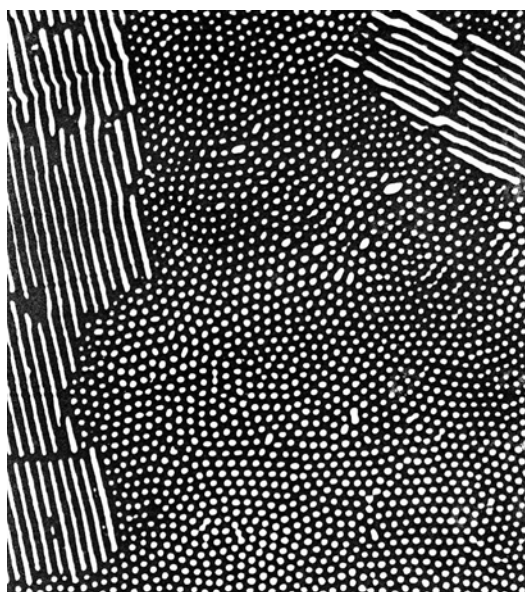


Рис.8. Микроструктура эвтектического сплава Mo-ZrC, поперечное сечение,  $R=80$  мм/ч,  $G=550$  К/см, ув. 800. Белые участки – ZrC

Определено, что в отожженных образцах (10...12 ч, 1100...1400 К) в направленно-закристаллизованной композиции создаются условия, при которых на структурных дефектах возникает сегрегация элементов замещения. Результатом этих процессов является полное растворение карбидов  $Mo_2C$ , оставшихся после кристаллизации, и выделение карбидов циркония. Реакция образования ZrC термодинамически более выгодна во всем интервале температур существования, так как стандартная теплота образования  $Mo_2C$  отрицательна и равна 5,5 ккал/атом, тогда как для ZrC она положительна, составляет 47 ккал/атом. По данным [9] коэффициент диффузии циркония из ZrC в молибден на несколько порядков ниже, чем коэффициент диффузии циркония и самого

молибдена в молибдене, что указывает на стабильность ZrC.

Для направленно-закристаллизованной эвтектической системы Mo-ZrC с контролируемым охлаждением наблюдалась очистка молибденовой матрицы от углерода (старение 5...10 ч, 1100...1400 К) путем диффузионной «перекачки» углерода. При этом область фазы, прилегающая к пластинам эвтектики, оказывается свободной от выделений избыточной фазы. Последнее обусловлено тем, что выделяющиеся из пересыщенного твердого раствора карбиды изоморфны пластинам (волокам) соответствующих фаз. В результате посткристаллизационной обработки (старения) гетерофазных карбидных систем в результате «наращивания» базовой карбидной фазы происходит незначительное увеличение ее объемной доли (1,35...2,1 об.%).

Анализ стереографических проекций показывает, что в стареющем сплаве Mo-0,65Zr-0,06C между выделениями и молибденовой матрицей существуют следующие ориентационные соотношения:  $\{100\}_{Mo} \parallel \{100\}_{фаза}$ ;  $\langle 100 \rangle_{Mo} \parallel \langle 110 \rangle_{фаза}$ . В то же время в эвтектическом сплаве Mo-Mo<sub>2</sub>C поверхность раздела (ПР)  $\parallel (120)_{Mo} \parallel (123)_{Mo_2C}$  [14]. Для направленно-закристаллизованной эвтектики Mo-ZrC обнаружено ПР  $\parallel (110)_{Mo} \parallel (110)_{ZrC}$  и направление роста  $\parallel \langle 110 \rangle_{Mo} \parallel \langle 110 \rangle_{ZrC}$ . Это свидетельствует о том, что ориентационные соотношения в стареющем и эвтектическом сплавах различны. Выделение частиц в стареющем сплаве 1 происходит в твердой фазе, где возникающие ориентационные соотношения обеспечивают минимум поверхностной энергии и упругих искажений. Можно предположить, что в случае выделения гексагональной фазы типа Mo<sub>2</sub>C при старении молибденовых сплавов сравнительно быстро наступает нарушение когерентности между кристаллическими решетками матрицы и выделения, что, естественно, влияет на процесс дисперсионного упрочнения.

Определено, что эффективность упрочнения сплавов 1 и 2 находится в прямой зависимости от величины структурного несоответствия ( $\Delta d$ ) кристаллических решеток молибденовой матрицы и карбидной фазы – упрочнителя. Величину  $\Delta d$  оценивали как относительную разность межатомных расстояний вдоль возможных направлений кристаллографического соответствия:  $\langle 111 \rangle$  в ОЦК-решетке Mo-матрицы и  $\langle 110 \rangle$  ГЦК-решетки карбидов ZrC, а при выделении карбидов Mo<sub>2</sub>C – вдоль направлений  $\langle 111 \rangle$ ,  $\langle 110 \rangle$  и соответственно  $\langle 0001 \rangle$ ,  $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ . При прочих равных условиях, чем в большей степени проявляется структурное соответствие между фазами, тем больше упрочнение. Так, величина  $\Delta d \approx -4,3$  для фаз  $\alpha$ +ZrC и  $\Delta d \approx -11,0$  – для фаз  $\alpha$ +Mo<sub>2</sub>C. При этом максимальный прирост твердости после старения сплавов фазы  $\alpha$ +ZrC составляет  $\Delta H \approx 280$ , тогда как для  $\alpha$ +Mo<sub>2</sub>C –  $\Delta H \approx 25$ .

Следует отметить, что в эвтектических сплавах выделение матричной и упрочняющих фаз

происходит в термодинамически равновесных условиях (нонвариантное фазовое превращение) и ориентационные соотношения устанавливаются исходя из минимального значения поверхностной энергии. Указанные выше обстоятельства обуславливают более высокую стабильность эвтектических волокон (пластин) и эвтектической композиции в целом (вплоть до предплавильных температур) по сравнению с дисперсными частицами стареющих сплавов. Кроме того, в силу отсутствия на границах раздела фаз эвтектических сплавов каких-либо загрязнений и установление благоприятной ориентации адгезионная связь между матрицей и упрочняющей фазой (ZrC в системе Mo-ZrC) вполне достаточна для достижения высокотемпературного упрочнения. Так, при  $T > 300$  К прочность образцов Mo-ZrC достигает 2300...2400 МПа. Отмеченный выше посткристаллизационный отжиг гетерофазных эвтектических сплавов Mo-ZrC с регулярной структурой (2...5 ч, 1200...1400 К) приводит к очистке молибденовой матрицы от углерода и охрупчивающих карбидов Mo<sub>2</sub>C. Наблюдается, как и в стареющем сплаве, рост пластичности на 15...20% по сравнению с аналогичными данными для неотожженных образцов, при сохранении высокой удельной прочности с  $\sigma_B/\rho = 12$  км (при  $T = 2000$  К). Максимальная прочность  $\sigma_B$  сплава Mo-ZrC  $\sim 1150$  МПа (2100 К),  $\delta > 10...15$  % (в зависимости от дисперсности сплава).

В процессе высокотемпературных испытаний (до 2300 К) обнаружено, что очищенная от углерода и Mo<sub>2</sub>C пластичная матрица (Mo) легко деформируется и поглощает энергию, освобождаящуюся при распространении трещины, тем самым замедляя или останавливая ее.

Из характера температурных кривых  $\sigma_B(T)$  направленно-закристаллизованного квазиэвтектического сплава Mo-ZrC можно заключить о существовании двух механизмов упрочнения: дисперсионного и композиционного. Наблюдаемое нами заметное падение (скачок) прочности в области температур  $\sim 1400...1500$  К, обусловлено вероятно, уменьшением роли примеси внедрения (углерода), упрочняющей матрицу. В дальнейшем с ростом температуры уменьшение прочности определено в основном прочностью карбидных фаз (ZrC). При этом взаимодействие дислокаций с поверхностью раздела фаз приводит к дополнительному упрочнению матрицы за счет образования субструктуры в межволоконном или межпластинчатом объеме.

Дальнейшее изучение многокомпонентных сплавов на основе тугоплавких металлов позволит создавать современные материалы, способные выдерживать высокие напряжения и температуры, которые найдут новые области применения.

## ВЫВОДЫ

Анализ полученных данных показывает, что двухстадийный характер упрочнения сплава Mo-0,65Zr-0,06C обусловлен образованием двух упрочняющих фаз. Первый максимум упрочнения определен выделением дисперсных частиц ZrC и падением пластичности. Второе повышение твердости связано с перестройкой дислокационной структуры и сопровождается ростом пластичности ( $\delta \approx 17\%$ ).

В направленно-закристаллизованных сплавах с регулярной структурой ликвидируются источники локального фазового наклепа (хаотично выпадающие карбидные фазы), приводящие к охрупчиванию и последующему растрескиванию литых сплавов.

Посткристаллизационная обработка гетерогенных систем приводит к значительному повышению чистоты матричной составляющей и сопровождается перераспределением фаз. В квазикристаллической системе Mo-ZrC оставшиеся после кристаллизации охрупчивающие карбиды Mo<sub>2</sub>C при отжиге практически полностью поглощаются карбидами циркония, эффективно очищая молибденовую матрицу.

Полученные результаты могут быть использованы для выбора режимов механико-термической обработки жаропрочных материалов на основе тугоплавких металлов, что позволит существенно расширить новые области их применения.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. *Прогресивні матеріали і технології: У 2-х т.* Київ: Академперіодика, 2003, т.2, 663 с.
2. V.M.Azhazha, N.A.Azarenkov, V.E.Semenenko, V.V.Podsolkova. Microstructure and hardness of natural composite // *Proc. "Modern materials science: achievement and problems". September 26-30, Kiev, 2005*, p.15-17.
3. R.C.Holden, R.J.Jaffee. Studies of molybdenum, tantalum, tungsten and chromium-base alloys with improved ductility // *Battelle Met. Inst. Oxford: Pergamon Press.*, 2003, p.1837-1849.
4. A.M.Fillippi. *Development and properties of molybdenum base alloys. The metal molybdenum.* Ohio:Am. Soc. Metal., 2005, p.281-329.
5. М.О.Азаренков, В.Е.Семенов, М.М.Пилипенко. *Сучасні конструкційні матеріали – композити.* Харків: ХНУ, 2004, 75 с.
6. В.М.Ажажа, В.Е.Семенов, Н.Н.Пилипенко. Композиционное покрытие на основе естественного композита Ni-Ni<sub>3</sub>B // *Порошковая металлургия.* 2007, т.46, № 1-2(453), с.40-47.
7. В.Е.Семенов, А.С.Посухов, Н.Н.Пилипенко. Высокопрочные и износостойкие эвтектические композиты // *Сверхтвердые материалы.* 2006, № 5, с.60-65.
8. Ю.Н.Таран-Жовнир. Строение эвтектик и создание новых сплавов эвтектического типа // *Сучасне матеріалознавство XXI сторіччя.* Київ: "Наукова думка", 1998, с.178-180.
9. Г.Г.Девятых, Г.С.Бурханов. *Высокочистые тугоплавкие редкие металлы.* М.: Наука, 1993, 223 с.
10. В.Е.Семенов, Н.Н.Пилипенко. Особенности зонной перекристаллизации сплавов тугоплавких металлов с высоким содержанием углерода // *ВАНТ. Серия "Вакуум, чистые материалы, сверхпроводники"*. 2007, № 4, с. 143-148.
11. В.М.Захаров. *Диаграммы состояния многокомпонентных систем сплавов.* М.: РАН, 2002, 272 с.
12. Н.А.Азаренков, В.Е.Семенов, С.В.Литовченко. *Фазовые равновесия и диаграммы состояния. Часть I.* Харьков: ХНУ, 2006, 100 с.
13. Л.С.Глазунов, А.В.Зац, В.Я.Колот и др. Установка для ядерно-физических методов анализа // *Збірник наукових праць «Діагностичні прилади».* Харків: ХДУРЕ, 1998, с.443-444.
14. В.Е.Семенов, Н.Н.Пилипенко. Морфология карбидных фаз в эвтектических сплавах, полученных направленной кристаллизацией // *ВАНТ. Серия "Вакуум, чистые материалы, сверхпроводники"*., 2003, № 5, с. 117-121.

### ДИСПЕРСІЙНЕ ЗМІЦНЕННЯ СПЛАВІВ Mo-Zr-C

*В.Е. Семенов, М.М. Пилипенко*

Вивчена кінетика формування високодисперсних жароміцних структур в молибденових сплавах з фазами карбідів, що утворюються в процесі старіння і направленої кристалізації. Встановлено двохстадійний характер зміцнення старіючих сплавів. Виявлені умови, що забезпечують очищення молибденової матриці від вуглецю при одночасному легуванні дисперсними карбідами. Показана більш висока термічна стабільність евтектичних волокон (пластин) в порівнянні з дисперсними частинками старіючих сплавів.

### DISPERSION AGEING OF THE Mo-Zr-C ALLOYS

*V.E. Semenenko, M.M. Pylypenko*

Kinetics of forming of superfine heat-resistant structures in molybdenum alloys with carbide phases, appearing in the process of senescence and directed crystallization, is studied. The two stage character of ageing of ageing alloys is set. Conditions of cleaning of molybdenum matrix from a carbon at the simultaneous alloying by dispersion carbides are exposed. More high thermal stability of eutectic fibres (plates) on comparison with the dispersion particles of ageing alloys is shown.