

ИССЛЕДОВАНИЕ НАПРАВЛЕННЫХ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ И РАЗРАБОТКА МИКРОКОМПОЗИТНЫХ МАТЕРИАЛОВ В НИЦ ХФТИ

М.А. Тихоновский

*Национальный научный центр "Харьковский физико-технический институт"
61108, г. Харьков, ул. Академическая, 1, Украина; E-mail: tikhonovsky@kift.kharkov.ua*

Представлен обзор работ, выполненных в НИЦ ХФТИ, в области изучения закономерностей формирования структуры так называемых "естественных" микрокомпозитов. Композиционные материалы этого типа образуются в процессе направленных (контролируемых) фазовых превращений, таких как эвтектическая кристаллизация, эвтектоидный распад и др., а также при интенсивной пластической деформации двухфазных сплавов с обеими пластичными составляющими. Микрокомпозиты характеризуются высокой дисперсностью фаз и обладают повышенными физико-механическими характеристиками

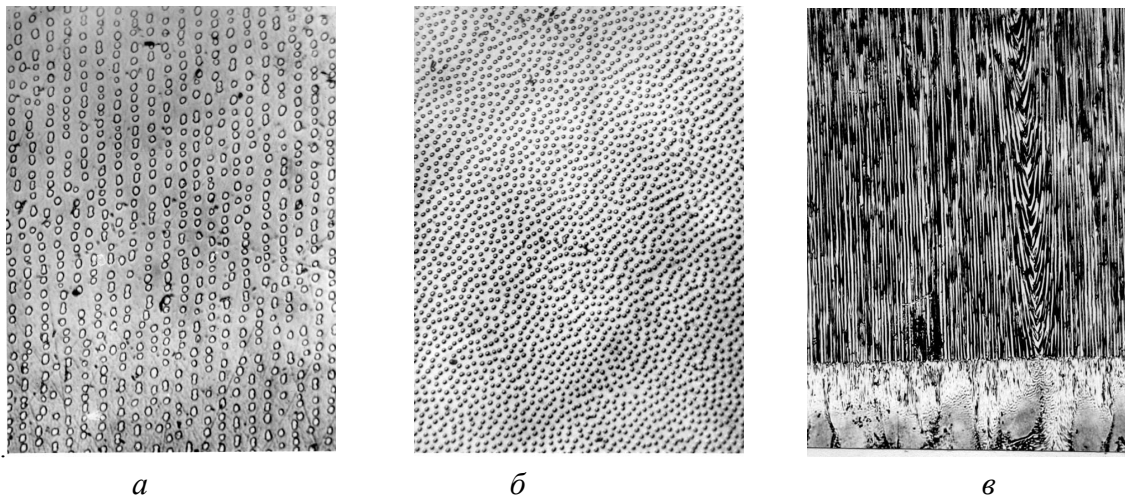
ВВЕДЕНИЕ

Среди разнообразных методов получения композиционных материалов особое место в ХФТИ занимают контролируемые (направленные) фазовые превращения, использование которых позволяет создавать так называемые «естественные» микрокомпозиты (или *in situ* микрокомпозиты). Работы в области направленных фазовых превращений были начаты в 1965 году по инициативе академика В.Е.Иванова, а первая в отечественной периодической печати статья по этому вопросу опубликована сотрудниками лаборатории композиционных материалов во главе с А.И. Сомовым в 1968 г. [1]. Интересно отметить, что выход статьи был на некоторое время задержан из-за сомнения рецензента (уважаемого материаловеда) в реальности создания волокнистой структуры, приведенной в статье, в процессе довольно простой операции – направленной кристаллизации эвтектического сплава. И глядя на микроструктуру эвтектических композитов (рис.1), в которых волокна (или пластины) практически одинакового (~ микрометра!) диаметра расположены почти в идеальном порядке, подозрения рецензента в «нарисованности картинки» вполне можно понять. (Заметим, что при изучении многообразия микроструктур эвтектических композитов исследователи зачастую испытывали не только научное удовлетворение, но и эстетическое удовольствие).

В немалой степени успехи в получении строго ориентированной совершенной структуры были связаны с использованием чистых и сверхчистых металлов, полученных к тому времени в институте. Наличие примесей приводит к нарушению плоского фронта кристаллизации и возникновению ячеистой структуры с веерообразным расположением фаз [1].

Интерес к эвтектическим композитам связан в первую очередь с тем, что процесс их получения является одностадийным, а возможности управления такими параметрами микроструктуры, как морфология фаз, их дисперсность, взаимная ориентация, достаточно широки. Кроме того, было показано, что микроструктура эвтектических композитов

(ЭК) обладает высокой термической стабильностью [2] – длительный отжиг при температурах вплоть до 0,98 T_e (где T_e – температура плавления эвтектики) не приводит к заметной сфероидизации или разрушению фазовых составляющих (волокон, пластин). Особое значение имеет и высокая дисперсность эвтектических структур (диаметр волокон в эвтектиках порядка микрометра, отсюда и распространенное название "микрокомпозиты"). Уже первые результаты показали [1], что прочностные характеристики ЭК могут быть очень высокими как в области комнатных, так и повышенных температур. В связи с этим дальнейшие работы велись в трех направлениях. Во – первых, изучались закономерности формирования композиционной структуры в эвтектических сплавах различного типа в зависимости от условий кристаллизации, отклонения состава сплава от эвтектической концентрации [3-18], наложения различных полей (магнитного [45], ультразвукового [43]), параметров термообработки композитов уже в твердом состоянии [19-20] и т.д. Во – вторых, исследовались возможности получения «естественных» композитов путем управления другими типами фазовых превращений – монотектической и перитектической кристаллизацией, а также распадом в твердом состоянии [21-22]. В третьих, на основе установленных закономерностей процессов структурообразования при направленной кристаллизации разрабатывались новые высокопрочные и жаропрочные композиционные материалы, в частности, для лопаток газотурбинных двигателей [23], а также материалы с особыми физическими свойствами. К сожалению, работы в этом практическом направлении были закрыты, и мы можем здесь лишь частично отразить эти разработки, в частности, отметим разработку нескольких композитов, защищенных авторскими свидетельствами, с очень высокими для того времени параметрами жаропрочности и жаростойкости, на основе систем Ni_3Al-Ni_3Nb и $Ni-NbC$ [23, 15]. Остановимся вкратце на тех новых результатах, которые были получены в перечисленных направлениях.



а

б

в

Рис.1. Микроструктура направленно закристаллизованных эвтектических сплавов Cu-Cr (а,б) и NiAl-Cr (в). а, б – сечения, перпендикулярные направлению кристаллизации; в – продольное сечение (внизу виден зафиксированный закалкой плоский фронт кристаллизации), $\times 50$

НАПРАВЛЕННАЯ КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ ЭВТЕКТИЧЕСКИХ СПЛАВОВ

Прежде всего отметим большое количество эвтектических систем, в которых изучались процессы структурообразования – от легкоплавких сплавов на основе висмута и свинца до тугоплавких эвтектик на основе молибдена и тантала (Bi-MnBi, Pb-Sn, Al-Al₃Ni, Al-Be, Al-Al₂Cu, Al-Si, PbTe-Co, Cu-Cr, Cu-Cu_xZr, Fe-Fe₂Nb, Fe-Fe₂Zr, Co-Co₃Si, Co-Co₂Si, Co-CoAl, Ni₃Al-Ni₃Nb, NiAl-Cr, Ni-NbC, Ni-Ni₃B, Co-NbC, Nb-Nb₂C, Ta-Ta₂C, Mo-ZrC и др.). При этом использовали направленную кристаллизацию по Чохральскому, Бриджмену, Степанову, электронно-лучевую зонную перекристаллизацию и различные модификации этих методов. Исследование широкого круга систем различного типа (металл-металл, металл-полупроводник, металл-интерметаллид, интерметаллид-интерметаллид) позволило установить некоторые общие закономерности формирования композиционной структуры. Так, например, связь между межволоконным (или межпластинчатым) расстоянием λ и скоростью кристаллизации v во всех системах удовлетворительно описывается выражением $\lambda = Av^{-n}$, причем параметр n в разных эвтектиках изменяется от 1/3 до 1/2 [16]. В теории [10] величина $n=1/2$ соответствует перераспределению компонентов перед фронтом кристаллизации путем объемной диффузии, а $n=1/3$ – граничной диффузией на фронте распада (например, при эвтектоидном превращении). В некоторых системах, в частности в эвтектиках Co-Co₃Si и Cu-Cr [13,16], параметр n при уменьшении v и высоком градиенте температуры на фронте кристаллизации изменялся от 1/2 до 1/3. Анализ показал, что причиной отклонения параметра n от значения 1/2, даваемого теорией стационарного эвтектического роста Ханта-Джексона [10], может быть высокий градиент температуры в жидкости G_L . Наличие этого градиента, не учитываемого теорией, при определенных условиях приводит к тому, что ширина переохлажденного слоя жидкости ΔL , в котором термодинамически возмож-

но перераспределение атомов, меньше диффузионной длины D_L/v (D_L – коэффициент диффузии в жидкости). Оценки показали, что для эвтектик типа «металл-металл» условие сильного ограничения ширины переохлажденного слоя ($\Delta L \ll D_L/v$) при $G_L \approx 100$ град/см выполняется при $v \leq 1$ см. Именно при этих условиях нами и наблюдалось уменьшение параметра n .

Второе, что хотелось бы отметить это изучение так называемых «морфологических» переходов. В ряде систем с изменением условий кристаллизации (скорости и градиента температуры на фронте) наблюдается переход от волокнистой (стержневой) структуры к пластинчатой (ленточной). Так как свойства ЭК существенно зависят от морфологии упрочняющей фазы, причины трансформации микроструктуры и методы управления ею представляют значительный интерес. Было обнаружено, что все системы, в которых наблюдается морфологический переход можно разделить на два типа [24]. Первый тип, который был назван «истинным переходом», характеризуется следующими признаками. При низких скоростях кристаллизации формируется микроструктура одного типа (например, стержневая), при высоких – микроструктура другого типа (например, пластинчатая), и существует область промежуточных скоростей, при которых наблюдаются обе микроструктуры, т.е. сосуществуют эвтектические зерна с разной морфологией (рис.2). Этот тип перехода был обнаружен в ЭК Co-Co₃Si, Cu-Cr, Co-CoAl [24] и др. Второй тип перехода («псевдопереход») наблюдался в ЭК Ni-NbSi Co-NbC [15,18]. В этих системах одна морфология карбидной фазы («трехлепестковая») при увеличении скорости кристаллизации постепенно трансформируется в другую (стержневую или ленточную), и ни при каких скоростях не наблюдается сосуществование зерен с разной морфологией фаз (рис.3). Изучение кристаллографической ориентации фаз в ЭК позволило установить, что по крайней мере одна фаза эвтектики, ведущая кристаллизацию, имеет фиксиро-

ванное направление роста. При этом в случае «истинного»

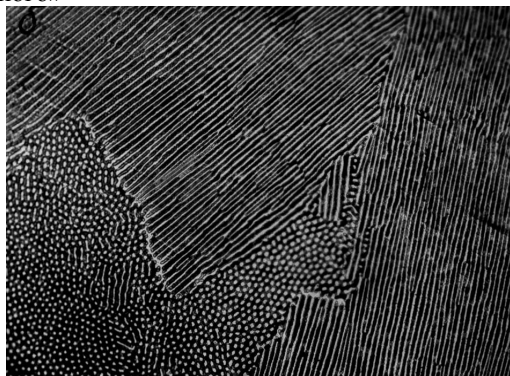


Рис.2. Пример сосуществования зерен с пластинчатой и стержневой микроструктурами в ЭК $Co-Co_3Si$ (поперечное сечение), $\times 100$

перехода направление роста ведущей фазы обязательно изменяется. Например [13,24], в композите Cu-Cr при переходе от стержневой морфологии (см. рис.1,а) к строчечной (см. рис.1,б) направление роста Cr изменяется от $\langle 111 \rangle$ к $\langle 100 \rangle$. В композите

с ленточной морфологией хром имеет направление роста $\langle 110 \rangle$. С учетом современных представлений о непрерывности каждой фазы эвтектики в пределах одного зерна, развитых К.П. Буниным и Ю.Н. Тараном с сотрудниками, и приведенных выше данных, причины и механизм «истинных» переходов представляются нам следующими.

В начальный момент кристаллизации на затравке образуется большое количество эвтектических зерен с различной ориентацией ведущей фазы относительно оси образца. Морфологический облик того или иного зерна определяется характером ветвления кристалла ведущей фазы, который, в свою очередь, зависит от ориентации ведущей фазы относительно оси роста. Так, например, в ЭК Cu-Cr при ориентации $\langle 111 \rangle$ хром ветвится в произвольном направлении, а при ориентации $\langle 100 \rangle$ - преимущественно в одной плоскости. В первом случае возникает стержневая структура, во втором – строчечная. Как следствие, в начальной части образца наблюдаются зерна с различной морфологией. По мере выхода на стационарный режим в результате конкурирующего роста «выживают» зерна с определенной морфологией ведущей фазы, растущие с минимальным переохлаждением. Для случая кристаллизации одно-

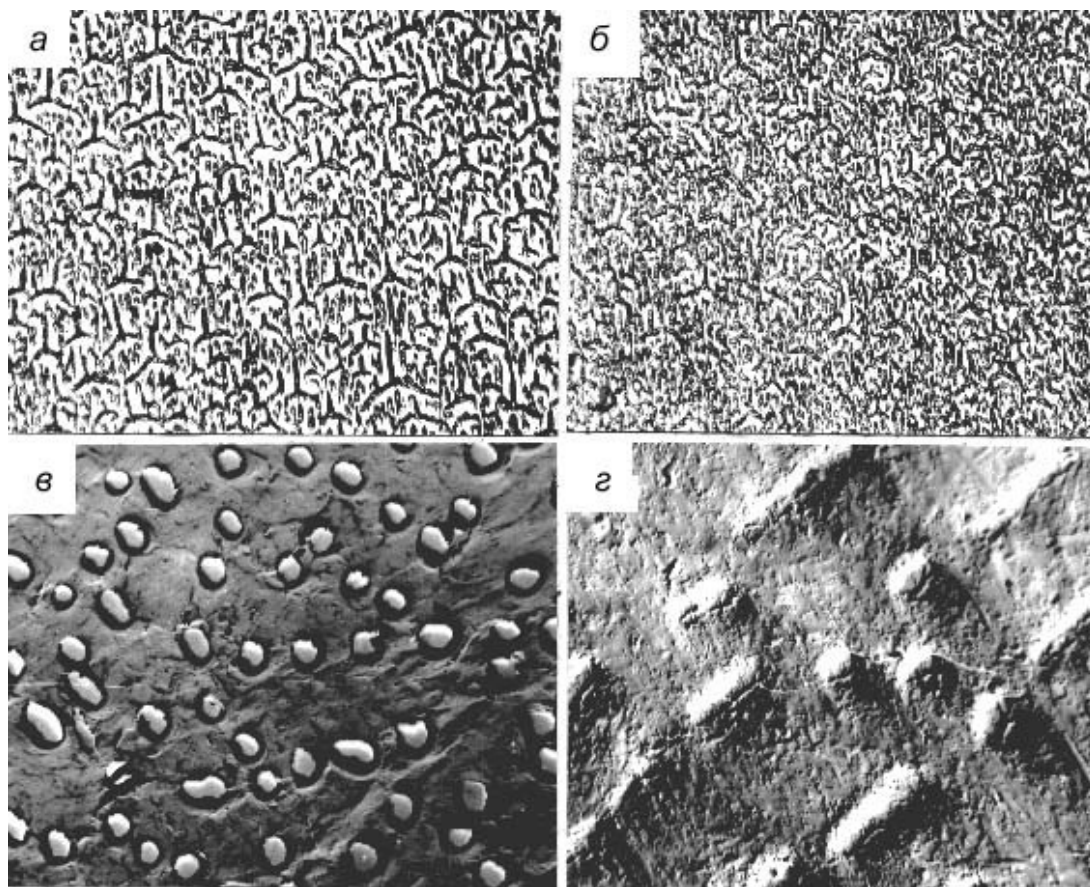


Рис.3. Микроструктура поперечных сечений ЭК Ni-NbC (а-в) и Co-NbC(г): а - $v=2,5\text{см/ч}$, $\times 500$; б - $v=5\text{см/ч}$, $\times 500$; в - $v=12\text{см/ч}$, $\times 18000$; г - $v=50\text{см/ч}$, $\times 25000$

фазных сплавов известно, что переохлаждение зависит от ориентации зерна, причем при изменении скорости кристаллизации может изменяться «выгодное» направление роста. Вероятно, аналогичная ситуация наблюдается и при росте двухфазных эвтектических зерен. Таким образом, изменение скорости роста приводит к изменению направления преимущественного роста ведущей фазы; при этом изменяется характер ее ветвления и, как следствие, морфологический образ эвтектики. Ясно, что в определенном интервале скоростей величины переохлаждения на фронте роста зерен с разной морфологией близки и в результате наблюдается сосуществование двух микроструктурных типов.

В системах с «псевдопереходами» направления роста фаз не зависят от скорости кристаллизации. Так в ЭК Ni-NbC (рис.3), выращенных с разными скоростями, никелевая матрица растет в направлении $\langle 110 \rangle$, а NbC – в направлении $\langle 111 \rangle$. Следовательно, «псевдопереход» не связан с изменением направления роста ведущей фазы. Причиной его является увеличение неустойчивости фронта роста трехлепестковых пластин с повышением скорости кристаллизации, приводящее к более интенсивному их ветвлению.

Для эвтектических композитов первостепенную важность имеет вопрос о том, в каких пределах можно изменять состав сплава, сохраняя при этом композиционную (бездендритную) микроструктуру. В сплавах Cu-Cr, Co-Si, Ni-NbC, Co-NbC и др. изучено влияние условий кристаллизации на положение границ композиционного роста (ГКР). Для всех изученных сплавов установлено, что повышение градиента температуры в жидкости G_L приводит к расширению области композиционного роста. Более сложное влияние на положение ГКР оказывает скорость кристаллизации v . Удалось, однако, установить, что поведение ГКР при изменении v зависит от формы роста первичных кристаллов, с которыми граничит композиционная микроструктура. С увеличением v ГКР приближается к эвтектической концентрации C_E в случае, если первичные кристаллы растут неограниченно и удаляются от C_E при ограниченном росте первичных кристаллов. На рис.4 этот вывод проиллюстрирован на примере сплавов Co-Co₃Si, в которых первичные кристаллы кобальтовой фазы растут неограниченно, а первичные кристаллы Co₃Si – ограниченно. Для объяснения экспериментальных результатов использовалась предложенная А.А. Бочваром концепция конкурирующего роста. Согласно этой концепции первичные кристаллы будут отсутствовать в микроструктуре слитка в том случае, если температура на их фронте кристаллизации $T_{ПК}$ ниже, чем температура на фронте роста композиционной микроструктуры T_E . Границы композиционного роста соответствуют равенству $T_{ПК} = T_E$ и определяются зависимостями $T_{ПК}$ и T_E от скорости кристаллизации, градиента температуры и состава расплава.

Различный характер скоростной зависимости переохлаждения на фронте роста ограниченных и неограниченных первичных кристаллов и приводит, в

конечном счете, к описанному отличию в поведении ГКР [8].

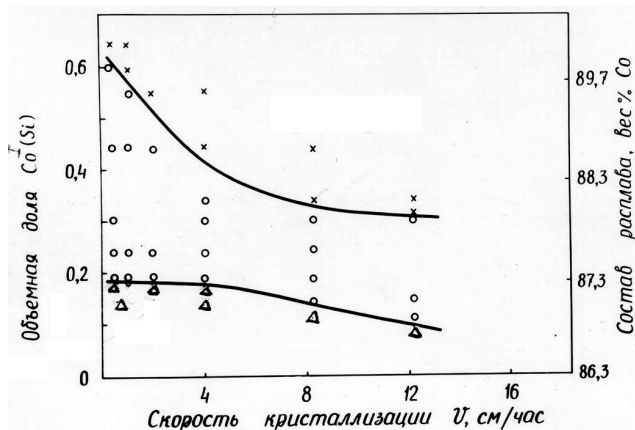


Рис.4 Зависимость границ композиционного роста (кружки) от скорости кристаллизации в системе Co-Co₃Si [8]

При разработке высокопрочных и жаропрочных материалов обычно стремятся повысить объемную долю упрочняющей фазы v_f . Поскольку упрочняющая фаза имеет высокую температуру (а зачастую и энтропию) плавления, то ее первичные кристаллы растут, как правило, ограниченно. Поэтому для максимального повышения v_f путем расширения ГКР рекомендовано использовать как можно более высокие скорости кристаллизации. Применение этой рекомендации к сплавам Ni-NbC (базовой системы для разработки ряда высокожаропрочных сплавов) позволило получить ЭК[15] с пределом прочности $\sigma_v = 1200$ МПа, тогда как в работах иностранных исследователей прочность этой композиции не превышала 970 МПа.

НАПРАВЛЕННЫЕ ЭВТЕКТОИДНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ

Значительное внимание было уделено поиску и изучению других фазовых превращений, при контролируемом протекании которых можно создать композиционную микроструктуру. Одним из таких превращений является эвтектоидный распад, происходящий в условиях резкого градиента температуры, который перемещается вдоль образца [22]. Эвтектоидное превращение происходит в твердом состоянии, но возникающая при этом микроструктура сходна с эвтектической. В то же время, в формировании ориентированной структуры эвтектоидов имеются свои особенности [22,25], которые были выявлены при исследовании стационарного распада высокотемпературной фазы в резком градиенте температур (200...600 град/см). Эти особенности заключаются в следующем:

1. Ориентированная в направлении теплоотвода микроструктура формируется при скоростях перемещения образца R , меньших некоторого значения R_{max} . Так для эвтектоида Co-Co₂Si $R_{max} \approx 12,6$ см/ч, а для Cu-Cu₉Al₄ $R_{max} \approx 0,41$ см/ч.

2. При скоростях $R \leq R_{max}$ закалка фиксирует наличие единственного макроскопически плоского фронта эвтектоидного распада (рис.5). При этом ориентированность эвтектоидных пластин менее чувствительна к локальным возмущениям на фронте распада (выступам, впадинам), чем в случае эвтектической кристаллизации.
3. При $R > R_{max}$ образцы состоят из большого числа эвтектоидных зерен (вместо 2...3 при $R < R_{max}$), в которых ориентированность пластин относительно оси образца практически произвольна. Четкий фронт превращения при этом отсутствует.



Рис.5. Фронт направленного эвтектоидного превращения в системе Co-Si. x500 [22]

Наличие максимальной скорости перемещения образца R_{max} , выше которой отсутствуют ориентированность микроstructures эвтектоида, обусловлено существованием максимальной скорости роста эвтектоидного зерна v_{max} . Факт существования v_{max} давно установлен в экспериментах по изотермическому распаду эвтектоидов. Физически это связано с тем, что при понижении температуры, с одной стороны, увеличивается выигрыш в свободной энергии, а с другой, — уменьшается диффузионная подвижность атомов. При направленном распаде извне задается не температура, а скорость перемещения фронта превращения. Температура на фронте устанавливается «самопроизвольно». Если, однако, скорость $R > v_{max}$, то никакая температура не обеспечивает перемещения фронта с задаваемой извне скоростью. Фронт теряет свою «единственность», происходит зарождение большого числа новых эвтектоидных зерен, направление роста которых не совпадает с осью образца. В результате теряется ориентированность микроstructures. Было установлено [22], что величина R_{max} тесно коррелирует с отношением T_{Δ}/T_0 , где T_{Δ} — равновесная температура эвтектоидного превращения, а T_0 — температура образования

распадающейся фазы. Чем больше T_{Δ}/T_0 , тем выше значение R_{max} .

На примере эвтектоидного распада фазы Co_3Si исследовано влияние скорости вытягивания R на межпластиночное расстояние λ (рис.6). При $R \leq 12,6$ см/ч в стационарном случае $R=v$, т.е. на рис.6 в этом интервале скоростей представлена зависимость λ от скорости перемещения фронта превращения v . Как отмечалось выше, все теоретические модели приводят к соотношению $\lambda \sim v^{-n}$. Из рисунка видно, что в изученном интервале скоростей $0,4 \dots 12,6$ см/ч зависимость $\lambda(v)$ не может быть описана выражением $\lambda \sim v^{-n}$ с одним из значений $n=1/2, 1/3$, или $1/4$, даваемыми теорией. При малых v ($v \leq 2$ см/ч) экспериментальные значения очень хорошо описываются соотношением $\lambda \sim v^{-1/2}$, тогда как при $v \geq 4$ см/ч зависимость ближе к $\lambda \sim v^{-1/3}$ или $\lambda \sim v^{-1/4}$ (точное установление параметра n в этой области затруднительно).

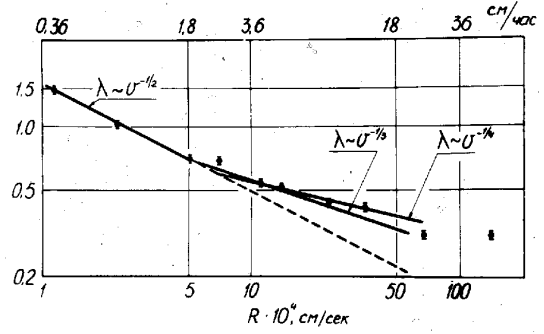


Рис.6. Зависимость межпластиночного расстояния λ от скорости вытягивания образца для эвтектоида Co-Co₂Si [25]

Таким образом, при эвтектоидном распаде происходит изменение параметра n , обратное наблюдаемому в некоторых эвтектиках (см. выше). Причина этого заключается в следующем. Во-первых, в случае эвтектоидов при низких v не происходит «обрезания» ширины диффузионного коридора, так как величина ΔT велика (по сравнению с кристаллизацией), а объемный коэффициент диффузии D_V мал. В итоге $L_{nep} = \Delta T/G \gg D_V/v$ при любых реальных условиях распада. Во-вторых, диффузионный поток, пропорциональный коэффициенту диффузии и ширине коридора, при малых v определяется, главным образом, объемной диффузией (вследствие высокой температуры на фронте превращения и сравнительно больших D_V и D_V/v). Следовательно, при низких v есть все условия для осуществления распада путем объемной диффузии, что и дает зависимость $\lambda \sim v^{-1/2}$. При высоких v температура на фронте падает, уменьшается D_V и D_V/v . В результате определяющим механизмом перераспределения атомов становится диффузия по границе «высокотемпературная фаза — продукты распада», так как коэффициент диффузии по границе $D_B \gg D_V$. Это и приводит к изменению величины параметра n .

Изучение нарушений регулярного расположения пластин в поперечном сечении образцов показало (рис.7), что для эвтектоидов характерны такие же «дефекты», как и обнаруженные ранее в пластинча-

тых эвтектиках [10] (линии несоответствия, терминеции, ростовые границы). Наличие этих дефектов еще раз подчеркивает большое сходство механиз-

мов эвтектической кристаллизации и эвтектоидного распада.

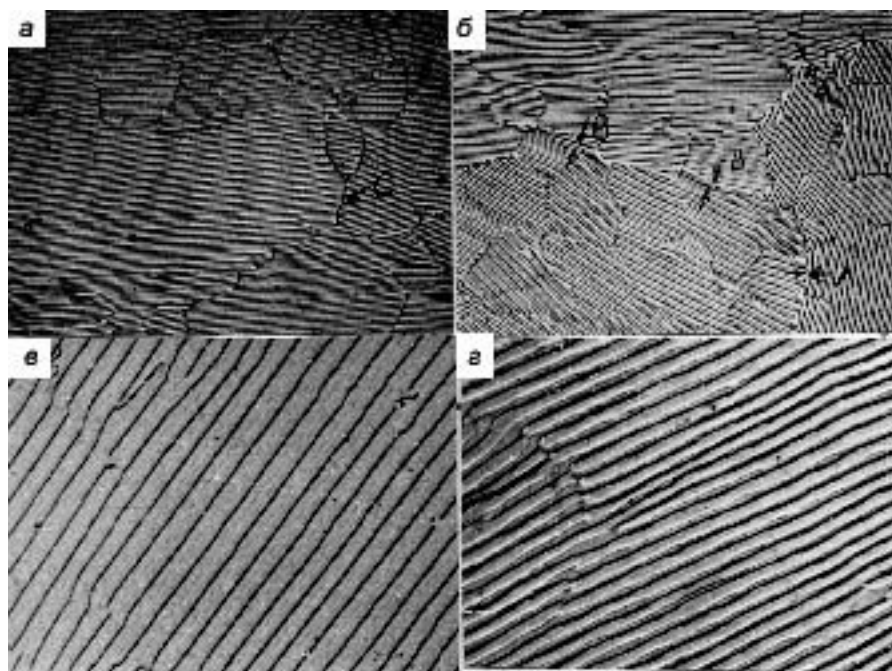


Рис.7. Микроструктура поперечных сечений эвтектоида $Co-Co_2Si$. а,б – $R=0,41\text{см/ч}$, $\times 850$; в- $R = 4\text{см/ч}$; г – $R = 8,6\text{см/ч}$, $\times 7500$. Стрелкой А показана обычная граница зерна, стрелкой В - «ростовая» граница, стрелкой С- линия несоответствия

ПОСЛЕКРИСТАЛЛИЗАЦИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ В «ЕСТЕСТВЕННЫХ» МИКРОКОМПОЗИТАХ

Значительный интерес представляет изучение процессов, происходящих в эвтектических и эвтектоидных композитах при охлаждении их от температуры превращения до комнатной температуры (послекристаллизационные процессы). Важность этих процессов обусловлена, во-первых, тем, что в ряде случаев они существенно изменяют морфологический облик композита и игнорирование их может привести к неправильным представлениям о механизмах формирования микроструктуры на фронте превращения. Во-вторых, послекристаллизационные изменения в значительной мере обуславливают состав и структурное состояние фаз, а следовательно, и их свойства. И в-третьих, протекание послекристаллизационных процессов необходимо учитывать при выборе состава жаропрочных композитов и режимов их термической обработки. Исследование проводилось на кобальтовых ($Co-Co_3Si$, $Co-CoAl$) и медных ($Cu-Cr$, $Cu-Cu,Zr$) бинарных ЭК, а также на многокомпонентном жаропрочном композиционном сплаве типа $CoTac-741$ ($Ni-Co-Cr-Al-NbC$) с улучшенной жаростойкостью.

При изучении микроморфологии стержневых зерен ЭК $Co-Co_3Si$ было установлено [27], что ограниченная форма кобальтовых стержней, характерная для этой композиции, возникает не в момент кристаллизации, а уже в твердом состоянии в процессе охлаждения закристаллизованного сплава (рис.8).

Движущей силой процесса является уменьшение межфазной энергии вследствие формирования низкоэнергетичных плоскостей сопряжения фаз. Следует отметить высокую скорость ограничения, происходящего в результате перераспределения вещества путем объемной или граничной диффузии. Высокая скорость ограничения затрудняет обнаружение этого явления в других ЭК, которые имеют (при заданной скорости кристаллизации), как правило, значительно меньший диаметр стержней.

Впервые экспериментально обнаруженное послекристаллизационное ограничение стержней означает, на наш взгляд, что для понимания механизма эвтектической кристаллизации из двух кристаллографических характеристик ЭК - направлений роста фаз и их плоскостей сопряжения – первые являются более важными, так как они не меняются в процессе послекристаллизационного отжига.

Значительное внимание было уделено изучению эвтектоидного распада одной из фаз эвтектики (на примере ЭК $Co-Co_3Si$). Впервые [21] путем проведения направленной эвтектической кристаллизации и последующего направленного эвтектоидного распада получен композит с «дважды ориентированной» микроструктурой (рис.9). Высокие ориентированность и дисперсность эвтектико-эвтектоидной микроструктуры обеспечивают композиту высокую прочность. Так прочность образцов композита $Co-Co_3Si$ с «дважды» ориентированной микроструктурой достигает $240...270\text{кг/мм}^2$ – максимального

из известных нам значений прочности для кобальтовых сплавов.

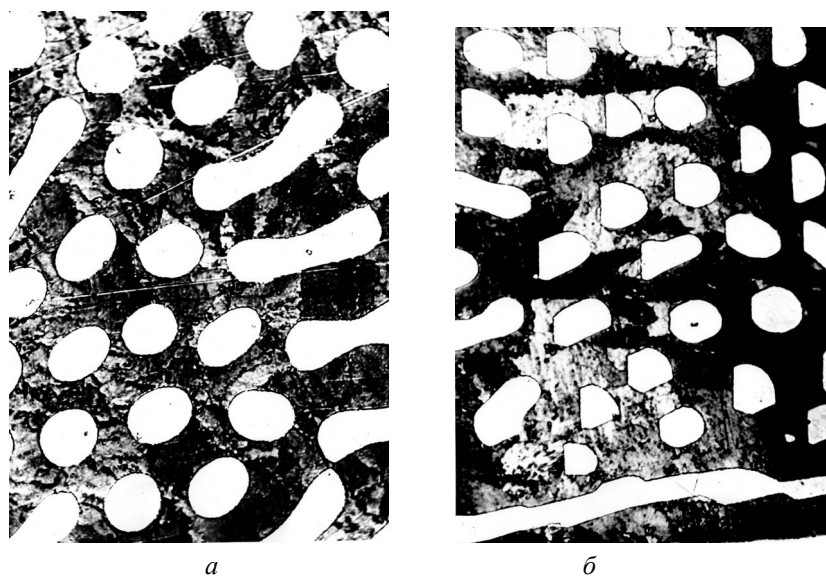


Рис.8. Ограничение стержней кобальта в ЭК $Co-Co_3Si$ по мере удаления от фронта кристаллизации:
а - форма стержней непосредственно за фронтом кристаллизации;
б - форма стержней на расстоянии 3мм от фронта кристаллизации. $\times 500$ [26]

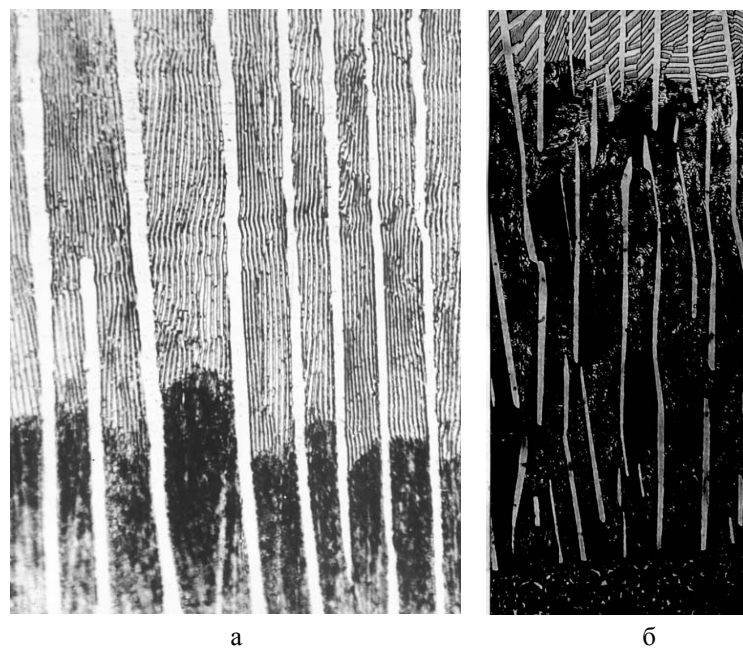


Рис.9. Продольные сечения направленно закристаллизованных образцов сплава $Co-Si$, в которых осуществлен направленный эвтектоидный распад одной из фаз:
а - фронт эвтектоидного распада при большом увеличении ($\times 500$),
б - фронт эвтектической кристаллизации (внизу) и фронт эвтектоидного распада (вверху) $\times 100$

Кроме создания материалов с высокой прочностью, эвтектические сплавы, в которых одна из фаз распадается по эвтектоидной реакции, можно успешно использовать для изучения температурного поля растущих кристаллов [27]. Предложенный метод основан на том, что фронт эвтектоидного распада, как и фронт эвтектической кристаллизации, яв-

ляется изотермической поверхностью. Если кристалл резко выдернуть из расплава, то на его продольном шлифе четко видны и фронт кристаллизации и фронт эвтектоидного распада (рис.9б), температуры которых можно определить из дополнительных экспериментов. В качестве иллюстрации возможностей предложенного метода была изучена за-

зависимость осевого градиента температуры G_T в кристалле вблизи фронта кристаллизации от диаметра выращиваемого кристалла D [27]. Экспериментальные данные хорошо согласуются с зависимостью $G_T D^{1/2} = \text{const}$, даваемой теорией.

Во многих эвтектических системах наблюдается сильная зависимость равновесного состава фаз от температуры. Установлено [19,20,26], что для таких систем (Co-CoAl, Co-Si, Cu-Cr, Cu-Cu_xZr и др.) снятие перенасыщения при послекристаллизационном охлаждении происходит вплоть до некоторой температуры T_0 путем диффузии атомов избыточного компонента к фазе с более высоким содержанием этого компонента и приводит к «наращиванию» объема указанной фазы. Была разработана простая диффузионная модель [19], позволяющая оценить температуру T_0 , начиная с которой при стационарном росте в какой-либо из эвтектических фаз появляется «остаточное» пересыщение, т.е. состав фазы отклоняется от равновесного. В модели предполагается, что градиент температуры G_T по длине кристаллизующего образца постоянен. В этом случае для температуры T_0 получено выражение $D(T_0) T_0^2 = C v^{1-2n}$, где $D(T_0)$ – коэффициент диффузии в соответствующей фазе при температуре T_0 ; n – показатель степени в

выражении $\lambda \sim v^{-n}$; v – скорость кристаллизации; C – постоянная. Видно, что для систем, у которых $n < 0,5$ температура T_0 (и «остаточная» концентрация растворенного в фазе элемента) должна расти с увеличением v . Эксперименты, проведенные на ЭК Cu-Cr и Cu-Cu_xZr, подтвердили этот вывод [20].

Интенсивное протекание послекристаллизационных процессов приводит к определенным трудностям при попытке осуществить комбинированное композиционное и дисперсионное упрочнение в материалах, где оба типа упрочнения обусловлены одной и той же фазой. Этих трудностей можно избежать в случае, если композиционное и дисперсионное упрочнение осуществлять разными фазами. Такая возможность продемонстрирована на примере разработанного в ХФТИ сложнелегированного никелевого композиционного сплава Cotas-741M. Волокна карбида ниобия, обеспечивающие композиционное упрочнение, не являются подложкой для образующейся при распаде матрицы γ' -фазы и практически не оказывают влияния на процесс дисперсионного твердения (рис.10). В материалах этого класса высокая жаропрочность при средних температурах (до 900...1000°C) обеспечивается γ' -фазой, а при повышенных – волокнами карбида.

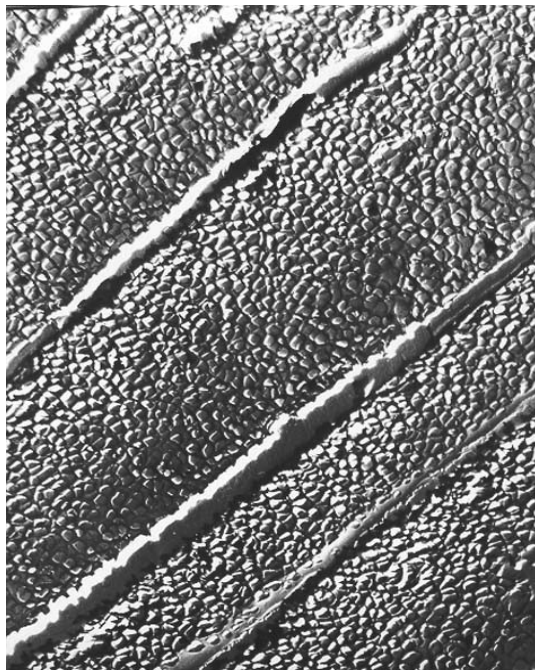


Рис.10. Микроструктура сплава Cotas-741M. x50000.
Видны волокна карбида и выделения γ' - фазы

КРИСТАЛЛИЗАЦИОННО-ДЕФОРМАЦИОННЫЕ МЕТОДЫ ПОЛУЧЕНИЯ СВЕРХПРОВОДНИКОВ И ВЫСОКОПРОЧНЫХ ПРОВОДНИКОВ ТИПА «ЕСТЕСТВЕННЫХ» МИКРОКОМПОЗИТОВ

Как отмечалось выше, прикладной аспект работ в области «естественных» композитов в первоначальный период (1965-1973 гг.) лежал, в основном, в области конструкционных, в частности жаропрочных, материалов. Однако в ряде исследований рассматривались вопросы создания материалов с особыми физическими свойствами – проводниковыми (ЭК Cu-Cr, Cu-Cu_xZr и др.), магнитными (Fe-Fe₂Nb, Fe-Fe₂Zr, Bi-MnBi), термоэлектрическими (PbTe –Co) и др. Полученные материалы, как правило, имели высокие прочностные характеристики.

Как отмечалось выше, прикладной аспект работ в области «естественных» композитов в первоначальный период (1965-1973 гг.) лежал, в основном, в области конструкционных, в частности жаропрочных, материалов. Однако в ряде исследований рассматривались вопросы создания материалов с особыми физическими свойствами – проводниковыми (ЭК Cu-Cr, Cu-Cu_xZr и др.), магнитными (Fe-Fe₂Nb, Fe-Fe₂Zr, Bi-MnBi), термоэлектрическими (PbTe –Co) и др. Полученные материалы, как правило, имели высокие прочностные характеристики.

Так, например, проволока из направленно кристаллизованной эвтектики Cu-Cr при одинаковой электропроводности с известной хромистой бронзой имела на 20..25% более высокую прочность [28]. Любопытно отметить, что волокна хрома, имеющего, как известно, низкую пластичность при комнатной температуре, не имели разрывов при деформации волочением с суммарным обжатием более 90%. При этом хромовые волокна микрометрового диаметра трансформировались в ленты толщиной порядка ста ангстрем. Иными словами, такой материал имел нанокompозитную структуру, хотя сам этот термин получил широкое распространение несколько позднее.

В 1974 году ХФТИ перешел в прямое подчинение Министерства среднего машиностроения, курировавшего, в частности, работы в области технической сверхпроводимости. В связи с этим развитие композиционных материалов пошло в новом направлении: начались работы по созданию высокоточных композиционных сверхпроводников. Возглавил это направление начальник отдела Г.Ф. Тихинский. Работы проводились в тесном контакте с отделом Б.Г.Лазарева, имевшим большой опыт в области низких температур и сверхпроводимости. К тому времени были обнаружены и интенсивно изучались два класса высокоточных сверхпроводников - деформируемые сплавы ниобий-титан и различные интерметаллиды. Среди интерметаллидов наибольший интерес представляли соединения со структурой A-15 (Nb_3Sn , V_3Ga , Nb_3Al , Nb_3Ge) и C-15 (V_2Zr , V_2Hf и др.), причем последние при более низких сверхпроводящих параметрах обладали повышенной радиационной стойкостью. Применительно ко всем этим сверхпроводникам основными задачами были повышение плотности критического тока и технологичности.

Что касается деформируемых сплавов, то основной развиваемый подход к повышению их параметров состоял в создании мелкозернистой (или ячеистой) структуры уже на стадии исходной заготовки и дальнейшем управлении тонкой структурой сплава на всех последующих стадиях изготовления композиционного сверхпроводника путем оптимизации параметров механико-термической обработки. Более подробно сведения о развитии этого подхода и достигнутой токонесущей способности композиционных сверхпроводников на основе ниобий-титановых сплавов изложены в обзоре [44].

В области создания интерметаллидных композиционных сверхпроводников использовались методы

и технологии, развитые ранее в институте, такие как вакуумная прокатка и направленная кристаллизация. Метод вакуумной прокатки [29] с последующей реакционной термообработкой был применен, главным образом, для получения композиционных сверхпроводников на основе фаз Лавеса (C-15).

Направленная кристаллизация использовалась для получения микрокомпозитов на основе различных сверхпроводящих фаз. Исследовано влияние условий направленной кристаллизации на сверхпроводящие свойства эвтектических композитов Zr-ZrV₂ [42] и Ni-NbC [11]. Разработан также оригинальный метод получения композитов [29], сочетающий вакуумную прокатку, контактное плавление в композиционной системе (например, в системе V-Nb-V) и направленную кристаллизацию контактной жидкости, имеющей практически эвтектический состав. Этот метод позволяет получать композиты с очень высоким критическим током.

Разработка метода направленной кристаллизации применительно к созданию сверхпроводящих композитов на основе фаз A-15 первоначально была стимулирована появившимися в зарубежной печати сообщениями о том, что медь, легированная небольшими добавками ниобия, имеет температуру сверхпроводящего перехода $\approx 9K$ и довольно высокие критические токи. При изучении металлографических шлифов этих сплавов было обнаружено, что медная матрица содержит два типа включений ниобия - относительно крупные кристаллы размером 5...10 мкм и мелкие частицы размером менее 1 мкм (рис.11). Исходя из существовавшей к тому времени версии о перитектическом типе диаграммы состояния системы медь-ниобий, зарубежные авторы сделали вывод о том, что мелкие включения являются результатом распада пересыщенного твердого раствора ниобия в меди. При этом переход в сверхпроводящее состояние связывался с проявлением эффекта близости. Однако, как показали выполненные нами исследования [30], мелкие включения являются на самом деле сечениями плоскостью шлифа разветвленных эвтектических дендритов (см. рис.11,б). Диаграмма состояния имеет эвтектический характер: эвтектическая концентрация равна 0,3 мас.% ниобия, а температура эвтектики составляет 1080°C [31]. Именно разветвленные эвтектические дендриты обеспечивают сверхпроводимость разбавленных сплавов медь-ниобий.



Рис.11 Микроструктура сплава меди с 1,5% ниобия:
а - металлографический шлиф; б - электронномикроскопический снимок

Дальнейшие работы в этом направлении были связаны в технологическом плане, с совершенствованием методов кристаллизации для создания однородной мелкодисперсной структуры гетерофазных сплавов Cu-Nb и Cu-Nb-Sn, оптимизацией состава сплавов и режимов их механико-термической обработки. Было установлено, что для достижения высокой токонесущей способности концентрация ниобия в сплавах должна составлять 20...40%. Сплавы такого состава являются заэвтектическими и имеют очень большой температурный интервал кристаллизации. Для создания ориентированной дендритной структуры в таких сплавах потребовалось разработать специальные методы направленной кристаллизации, обеспечивающие сверхвысокие градиенты температуры на фронте кристаллизации (500°C и выше). Сочетание высокого градиента и больших скоростей кристаллизации обеспечивает высокую скорость охлаждения сплава от температуры кристаллизации до комнатной температуры. В результате удается предотвратить образование хрупкой фазы в исходных заготовках тройных сплавов Cu-Nb-Sn с довольно высокой концентрацией олова. При дальнейшей деформации волочением образуется типичная волокнистая микроструктура: волокна ниобия субмикронных размеров равномерно распределены в бронзовой матрице. Термообработка такого микрокомпозита при довольно низких температурах (450...600 °C) приводит к формированию волокон соединения Nb₃Sn с размером зерен менее 0,1мкм. Для осуществления этого варианта технологии была разработана и изготовлена экспериментальная установка направленной кристаллизации прутков диаметром 30мм и длиной до 2м в высоком температурном градиенте.

Кроме описанной выше лабораторной технологии были разработаны еще два технологических варианта изготовления «естественных» микрокомпозитов [33]: i) вариант, использующий внутренние источники олова; (ii) так называемая "полубронзовая" технология (прутки Cu-Nb сплава используется здесь вместо ниобиевых прутков в обычной "бронзовой" технологии). Оба эти варианты технологии успешно опробованы в промышленных условиях. Изготовленные сверхпроводники микрокомпозитного класса имеют высокую токонесущую способность в средних магнитных полях при очень высо-

ких значениях прочности (до 115...120 кг/мм² при 4,2К) и деформации без деградации критического тока до 2% [33-34].

В плане исследования металлофизики микрокомпозитных сверхпроводников основное внимание уделялось особенностям формирования структуры сверхпроводящей фазы, механизмам пиннинга и потерь в переменных полях [34]. В частности была установлена значительная роль пиннинга на межфазных границах в микрокомпозитах с особо тонкими сверхпроводящими волокнами и определены параметры твистирования, приводящие к существенному снижению потерь.

Разработанный метод высокоскоростной направленной кристаллизации позволил решить еще одну проблему, очень важную для технологии композиционных сверхпроводников на основе станнида ниобия. Речь идет о разработке деформируемой высокооловянной бронзы (концентрация олова 16 мас. % и более) для изготовления многоволоконных сверхпроводников по так называемой бронзовой технологии. Во всем мире при производстве сверхпроводников по этой самой распространенной технологии использовали бронзу с содержанием олова не более 13,5%; превышение этой концентрации делало бронзу недеформируемой. В институте разработан способ [35], позволивший впервые получать деформируемую бронзу при содержании олова 16-18%, а также высокооловянную бронзу, легированную третьим компонентом (Ti, Zr, Ge и др.). Использование такой бронзы при изготовлении сверхпроводников в промышленных условиях позволило повысить токонесущую способность композитов в высоких полях (≥14 Тл) на 25...50% [36-37]. Следует отметить, что разработка аналогичной деформируемой бронзы за рубежом была осуществлена только в последние годы, т.е. спустя более 10 лет.

Значительное внимание в работах по микрокомпозитам было уделено изучению структурных особенностей и механических свойств сильнодеформируемых двухфазных сплавов медь-ниобий [38-41]. Электронно-микроскопические исследования показали, что при волочении дендриты ниобия удлиняются, ориентируются вдоль направления деформации и приобретают лентообразную форму. При этом в ниобиевых лентах формируется фрагментированная структура в виде узких продольных

границ, разделяющих относительно свободные от дислокаций области материала (рис.12).

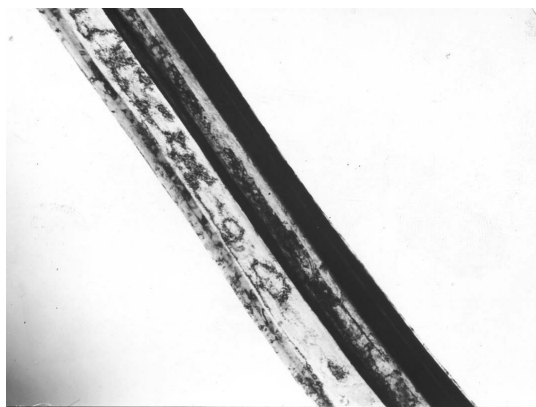


Рис.12 Микроструктура ниобиевого волокна в микрокомпозите $Cu-Nb$, $\times 75000$

Разориентировки между фрагментами достигают существенных величин (20° после волочения при 300К и 40° после волочения при 77 К). Эти признаки свидетельствуют о том, что границы между фрагментами образуются в результате развития коллективных мод пластической деформации, т.е. являются следствием прохождения мощных клиновидных дисклинаций. Формирование фрагментированной структуры начинается при определенной деформации, величина которой уменьшается с увеличением дисперсности исходной микроструктуры и снижением температуры волочения. Возникновение фрагментированной структуры сопровождается существенным увеличением пределов текучести и прочности. Кроме того, рентгенографически установлено появление в ниобиевых волокнах упругих растягивающих напряжений, величина которых достигает 1%.

В результате проведенных исследований было установлено, что для реализации высокой прочности микрокомпозитов необходимо выполнить следующие условия: i) структура исходной заготовки должна быть предельно дисперсной; ii) вторая («упрочняющая») фаза должна иметь достаточный ресурс пластичности и достаточно большую объемную долю ($\geq 20\%$). Выполнение этих условий позволило разработать технологию получения микрокомпозитных материалы медь-ниобий с прочностью до 230 кг/мм^2 . Сочетание высокой прочности и электропроводности делает этот материал весьма перспективным для ряда применений, например, при изготовлении обмоток импульсных магнитов, в качестве токоподводов интегральных микросхем, как армирующий элемент в сверхпроводящих проводах на основе Nb_3Sn и др.

В заключение отметим, что существенный вклад в разработку методов получения, исследование механизмов формирования структуры и изучение свойств "естественных" микрокомпозитов внесли сотрудники ХФТИ А.И. Сомов, Г.Ф. Тихинский, Ю.П. Курило, В.М. Ажажа, В.Е. Семененко, А.С. Тортика, В.В. Резниченко, В.Т. Петренко,

М.М.Олексенко, В.Я.Свердлов, А.П.Свинаренко, А.П.Бердник, О.В.Черный, Н.Ф.Андриевская, Г.П.Ковтун, О.М. Утва, С.В. Иванова, В.Н. Головин, В.М. Аржавитин, Т.Ю. Рудычева, Я.Д. Стародубов, О.И. Волчок, В.К. Аксенов, М.Б. Лазарева, Л.А. Чиркина, А.И.Михно, А.Г.Тютюник и другие.

ЛИТЕРАТУРА

1. В.Н.Головин, Ю.П.Курило, В.Е.Семененко, А.И.Сомов. Направленная кристаллизация эвтектических сплавов // *Физ. и хим. обработки материалов*. 1968, №3, с.139-144.
2. Ю.П.Курило, А.И.Сомов, А.С. Тортика. Термостабильность микроструктуры эвтектической композиции $Al-Al_3Ni$ // *Физика металлов и металловедение*. 1972, т.34, №6, с.1291-1294.
3. А.И. Сомов, М.А. Тихоновский. Контролируемые фазовые превращения и композиционные материалы // *Структура и свойства жаропрочных материалов*. М., 1972, с.118 - 137.
4. Ю.П. Курило, А.И. Сомов, А.С. Тортика. Структура, прочность и термо-Э.Д.С. контролируемых эвтектик $Al-Al_3Ni$ и $PbTe-Co$. // *Электронная техника. Научно-технический сборник. Серия 6. Материалы*. В.4. М., 1972, с.8-12.
5. В.В. Резниченко, А.И. Сомов, М.А.Тихоновский. Микроструктура и прочность эвтектической композиции $Fe-Fe_2Zr$ // *Физ. металлов и металловедение*. 1973, т.37, №3, с.657 - 659.
6. Ю.П. Курило, А.И. Сомов, А.С. Тортика, О.В. Черный. Морфология структуры и микротвердость эвтектической композиции $Al-(Ni, Cu, Be, Fe, Co)$ // *Физика металлов и металловедение*. 1973, т.35, №2, с.348-354.
7. А.С. Тортика, А.И. Сомов, Ю.П. Курило. Направленная кристаллизация, микроструктура и прочность сплавов $Al-Al_3Ni$ неэвтектического состава // *Физика металлов и металловедение*. 1974, т.38, №1, с.151-155.
8. С.В. Иванова, В.В. Резниченко, А.И. Сомов, М.А. Тихоновский. Направленная кристаллизация сплавов $Co-Si$ неэвтектического состава // *Известия вузов. Цветная металлургия*. 1975, №3, с.122-126.
9. А.С. Тортика, А.И. Сомов, Ю.П. Курило. Особенности формирования композиционной микроструктуры в эвтектических сплавах $Ni-NiMo$ // *Физика металлов и металловедение*. 1975, т.40, №4, с.866-868.
10. А.И. Сомов, М.А. Тихоновский. *Эвтектические композиции*. М.: «Металлургия», 1975, 303с.
11. А.П. Бердник, М.А. Тихоновский, М.М. Олексенко и др. Сверхпроводящие свойства эвтектического композита $Ni-NbC$ // *Вопросы атомной науки и техники. Серия: «Общая и ядерная физика»*. 1970, в.3(13), с.31-35.
12. А.И. Сомов, М.А. Тихоновский, С.В. Иванова и др. Особенности формирования двухфазной

- структуры при объемной и направленной кристаллизации сплавов Cu-Cr и Cu-Nb // *Изв. АН СССР. Металлы*. 1978, №4, с.106 - 110.
13. А.И. Сомов, М.А. Тихоновский, Н.Ф. Андриевская и др. Влияние состава и условий кристаллизации на микроструктуру эвтектической композиции медь-хром // *Физ. металлов и металловедение*. 1978, т.46, №6, с.1126 - 1231.
 14. А.И. Сомов, В.Я. Свердлов, М.А. Тихоновский и др. Влияние скорости кристаллизации и термообработки на структуру и свойства эвтектической композиции Cu-Cu_xZr // *Физ. и хим. обработки материалов*. 1978, №4, с.124 - 129.
 15. А.И. Сомов, М.А. Тихоновский, М.М. Олексенко и др. Влияние состава и условий кристаллизации на микроструктуру и прочность эвтектической композиции Ni-NbC // *Физ. металлов и металловедение*. 1979, т.48, №2, с.318 - 322.
 16. М.А. Тихоновский, А.И. Сомов, В.Е. Семененко Дисперсность микроструктуры эвтектических сплавов // *Материалы I Всес. конф. "Закономерности формирования структуры сплавов эвтектического типа"*. Днепропетровск: Изд-во ДМЕТИ, 1979, с.193-194.
 17. М.А.Тихоновский. Закономерности стационарного роста эвтектических сплавов в условиях направленной кристаллизации // *Материалы II Всесоюзной научной конференции "Закономерности формирования структуры сплавов эвтектического типа"*. Днепропетровск, 1982, с.10-11.
 18. А.И. Сомов, М.А. Тихоновский, М.М. Олексенко и др. Состав, микроструктура и прочность эвтектической композиции Co-NbC // *Физ. и хим. обработки материалов*. 1983, №1, с.112-115.
 19. М.А. Тихоновский. Послекристаллизационные процессы и особенности термической обработки эвтектических композитов // *Физика прочности композиционных материалов*. Л.: Изд-во ЛФТИ, 1980, с.29-37.
 20. В.М. Аржавитин, А.И. Сомов, М.А. Тихоновский. Влияние послекристаллизационных процессов на электросопротивление эвтектических композитов Cu-Cr и Cu-Cu_xZr // *Физика прочности композиционных материалов*. Л.: Изд-во ЛФТИ, 1980, с.149-155.
 21. В.В. Резниченко, А.И. Сомов, М.А. Тихоновский. Направленный эвтектико - эвтектоидный распад в системе Co-Si // *Известия АН СССР. Металлы*. 1973, №2, с.199 - 203.
 22. А.И. Сомов, М.А. Тихоновский. Эвтектоидные композиции // *Металловедение и термообработка металлов*. 1976, №11, с.130-131.
 23. В.Ф. Котов, Ю.П. Курило, А.И. Сомов и др. Микроструктура и механические свойства эвтектической композиции Ni₃Al-Ni₃Nb // *Физ. металлов и металловедение*. 1973. т.35, №3 с.669-672.
 24. Н.Ф. Андриевская, А.С. Капчерин, М.А. Тихоновский и др. Морфологические переходы в эвтектических композитах // *Физика прочности композиционных материалов*. Л.: Изд-во ЛФТИ, 1980, с.42-44.
 25. А.И. Сомов, М.А. Тихоновский, Н.Ф. Андриевская и др. Дефекты микроструктуры и дисперсность ориентированного эвтектоида в сплавах кобальт-кремний // *Физ. металлов и металловедение*. 1974, т.38, №2, с.343-348.
 26. А.И. Сомов, М.А. Тихоновский, В.В. Резниченко. Послекристаллизационные процессы в эвтектических композициях // *Известия АН СССР Металлы*. 1975, №6, с.107 - 113.
 27. А.И. Сомов, М.А. Тихоновский, В.В. Резниченко. Метод исследования температурного поля в кристаллах, выращиваемых из расплава // *Физ. и хим. обработки материалов*. 1979, №1, с.130-131.
 28. М.М. Олексенко, А.И. Сомов, М.А. Тихоновский и др. Механические свойства проволоки из направленно закристаллизованного эвтектического сплава Cu-Cr // *Физика прочности композиционных материалов*. Ленинград, Изд-во ЛФТИ, 1980, с.156-159.
 29. Г.Ф. Тихинский, В.М. Ажажа, В.А. Финкель и др. Особенности структуры и сверхпроводящих свойств материалов на основе фаз Лавеса // *ВАНТ. Серия: «Атомное материаловедение»*. 1980, в.3/6, с.44-48.
 30. А.И. Сомов, М.А. Тихоновский, С.В. Иванова и др. Особенности формирования двухфазной микроструктуры при объемной и направленной кристаллизации сплавов Cu-Cr и Cu-Nb. *Известия АН СССР. Металлы*. 1978, №4, с.105-110.
 31. В.Т. Петренко, А.П. Бердник, М.А. Тихоновский и др. Диаграмма состояния и сверхпроводимость сплавов медь-ниобий // *Вопросы атомной науки и техники. Сер.: Общая и ядерная физика*. 1979, в.3(9), с.20-24.
 32. А.С. №915643 от 14.04.1980г. // *Способ изготовления многожильного сверхпроводника на основе сплава медь-ниобий* // А.П. Бердник, М.М. Олексенко, В.Т. Петренко, А.И. Сомов, Г.Ф. Тихинский, М.А. Тихоновский.
 33. G.F. Tikhinskij, M.A. Tikhonovskij, V.T. Petrenko, M.M. Oleksienko. In situ microcomposite Nb₃Sn superconductors // *Cryogenics*. 1992, v. 32, Supplement, p.617-620.
 34. М.А. Tikhonovsky, G.F. Tikhinsky, V.Ya. Sverdlov, M.M. Oleksienko. Critical current density of Cu-Nb₃Sn superconductors with various microstructures // *Critical Currents in Superconductors* / Ed. H.W. Weber, World Scientific. 1994, p.589-592.
 35. А.С. СССР №1515766 от 4.01.1988г. // *Способ получения заготовки из оловянной бронзы для производства многожильных сверхпроводников на основе Nb₃Sn* // В.Я. Свердлов, М.А. Тихоновский, Г.Ф. Тихинский, А.И. Пикалов
 36. V.Ya. Sverdlov, M.A. Tikhonovsky, G.F. Tikhinsky et al. Deformed bronze with high tin content Cu-

- 16...18wt% Sn and multifilamentary superconductors on its base // *Cryogenics*. 1992, v.32, Supplement, p.629-632.
37. V. Ya. Sverdlov, M.A. Tikhonovsky, G.F. Tikhinsky, A.A. Kondratov. Multifilamentary Nb₃Sn on the base of high tin bronzes for high – field magnets // *IEEE Trans. on Magnetics*. 1996, v.32, №4, p.2879-2881.
38. М.М. Олексиенко, В.Т. Петренко, А.И. Пикалов, В.Е. Семененко, М.А. Тихоновский, Г.Ф. Тихинский Влияние дисперсности и объемной доли упрочняющей фазы на механические свойства композитов медь–ниобий // *Физика прочности композиционных материалов*, Л.: Изд-во ЛФТИ. 1980, с. 53-58
39. М.А. Тихоновский, В.С. Безродный, И.Б. Доля, М.М. Олексиенко, В.Т. Петренко. Дефектность структуры и прочность сильнодеформированных микрокомпозитов // *Механизмы повреждаемости и прочность гетерогенных материалов*. Л.: ЛФТИ. 1985, с.193-195.
40. В.К. Аксенов, Н.Ф. Андриевская, О.И. Волчок, М.М. Олексиенко, Я.Д. Стародубов, М. А. Тихоновский. Микроструктура и физико-механические свойства естественного композита Cu-Nb после волочения при 77К // *Металлофизика*. 1991, т.13, №5, с 24-28.
41. В.И. Доценко, И.Ф. Кисляк, Ф.Ф. Лаврентьев, В.Т. Петренко, Ю.А. Похил, М.А. Тихоновский. Влияние дисперсности на механические свойства и характер разрушения многоволоконных композитов медь - ниобий // *Механика композитных материалов*. 1988, №1, с.50-57.
42. В.Я. Сverdlov, А.И. Сомов, М.А Тихоновский. Микроструктура и сверхпроводящие свойства эвтектической композиции Zr-ZrV₂. 1. Влияние условий кристаллизации и добавок ниобия на микроструктуру. // *Физ. металлов и металловедение* 1980, т.50, №6, с 1161-1167. В.Я.Сverdlov, А.П. Бердник, М.А Тихоновский и др. Микроструктура и сверхпроводящие свойства эвтектической композиции Zr-ZrV₂. 2. Сверхпроводящий переход, микротвердость и электросопротивление // *Там же*, с.1168-1173.
43. А.И. Сомов, О.В. Черный, В.Т. Петренко и др. Влияние ультразвука на направленную кристаллизацию сплавов алюминий- никель // *Физ. и хим. обработки материалов*. 1975, №4, с.36-39.
44. О.В. Черный. О разработках Nb –Ti сверхпроводников с высоким значением J_c, проводимых в ННЦ ХФТИ // *ВАНТ. Серия: "Вакуум, чистые металлы, сверхпроводники"*. 1999, в.1(9),с.10-18.
45. О.М. Утва, А.И. Сомов. Влияние магнитного поля на формирование структуры заэвтектического сплава V_i-MnV_i. // *Физика прочности композиционных материалов*. Л.: Изд-во ЛФТИ, 1980, с.141-144.

ДОСЛІДЖЕННЯ СПРЯМОВАНИХ ФАЗОВИХ ПЕРЕТВОРЕНЬ ТА РОЗРОБКА МІКРОКОМПЗИТНИХ МАТЕРІАЛІВ В ННЦ ХФТІ

М.А. Тихоновський

Представлено огляд робіт, виконаних в ННЦ ХФТІ, в області дослідження закономірностей формування структури так званих "природних" мікрокомпозитів. Композиційні матеріали цього типу створюються в процесі спрямованих (контрольованих) фазових перетворень, таких як евтектична кристалізація, евтектоїдний розпад та інші., а також при інтенсивній пластичній деформації двофазних сплавів з обома пластичними складниками. Мікрокомпозити характеризуються високою дисперсністю фаз і мають підвищені механічні властивості.

INVESTIGATION OF DIRECTIONAL PHASE TRANSFORMATION AND DEVELOPMENT OF MICROCOMPOSITE MATERIALS IN NSC KIPT

M.A. Tikhonovsky

The review of scientific works which were carried out in KIPT to investigate the general rules of forming of microcomposite structure has been presented. This kind of composite materials is produced by directional (controlled) phase transformation (eutectic crystallization, eutectoid decomposition and etc.) and intensive plastic deformation

of two-phase alloys with both plastic components. Microcomposites have high dispersity of phases and high level of physical and mechanical properties.