

Доза лигатуры Cu—Mg в текущей присадке шихты составляет

$$M_{\text{Cu-Mg}}^{\text{тек}} = M_{\text{пр}} \frac{\% \text{Mg}_{\text{спл}}}{100} \frac{100}{\% \text{Mg}_{\text{лиг}}} \frac{100}{100 - Y_{\text{Mg}}} + M_{\text{пл}} \frac{\% \text{Mg}_{\text{спл}}}{100} \left(\frac{100}{\% \text{Mg}_{\text{лиг}}} \frac{100}{100 - Y_{\text{Mg}, t}^{\text{тек}}} \right),$$

где $M_{\text{Cu-Mg}}^{\text{тек}}$ — масса лигатуры Cu—Mg в текущей присадке, кг.

Как видно из рис. 2, реализация разработанных технических решений обеспечивает получение заготовок из Cu—Mg-сплавов с прецизионным содержанием легирующего элемента. Так, среднее содержание магния в заготовках составило 0,198 % при расчетном его значении 0,200 %.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Разработана технология получения высококачественных заготовок из Cu—Mg-сплавов в режиме непрерывной плавки и непрерывного горизонтального литья. Принятые технические решения

позволяют: преодолеть трудности обеспечения прецизионного содержания магния; устранить сильную ликвацию его в расплаве; нейтрализовать высокую поверхностную активность магния и склонность его к окислению; стабилизировать усвоение магния из лигатуры и минимизировать загрязнение расплава продуктами его окисления; достичь глубокого рафинирования металла от газов и неметаллических включений; гомогенизировать его по химическому составу и снизить дефектность конечной продукции, в том числе и на стадии тонкого волочения.

ЛИТЕРАТУРА

1. Смирягин А.П., Смирягина Н.А., Белова А.В. М.: Металлургия, 1974.
2. Николаев А.К. // Цв. металлы. 2001. № 6. С. 109.
3. Тен Э.Б., Бадмажапова И.Б., Киманов Б.М. // Изв. вузов. Чер. металлургия. 2008. № 7. С. 41.
4. Тен Э.Б., Нам Ч.У. // Изв. вузов. Цв. металлургия. 2000. № 6. С. 22.
5. Тен Э.Б. // Литейн. пр-во. 2003. № 7. С. 7.

УДК 669.2/.8.017.11 : 669.065.5

О ДИАГРАММЕ СОСТОЯНИЯ СИСТЕМЫ Cu—Ni—Mn

© 2013 г. В.Е. Баженов

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва

С помощью теоретического анализа и на основании экспериментальных данных уточнена часть диаграммы состояния Cu—Ni—Mn от 0 до 20 % Ni и от 30 до 50 % Mn. Показано, что содержащееся в ряде работ предположение о существовании в тройной системе Cu—Ni—Mn линии, по которой располагаются сплавы с нулевым интервалом кристаллизации, неверно. Нулевой интервал кристаллизации имеют лишь сплавы в двойных системах Cu—Mn и Ni—Mn. Высказанное первоначально предположение о невозможности представить неравновесную кристаллизацию по Петрову–Шейлю при отсутствии линии минимума в системе Cu—Ni—Mn не подтвердилось, так как прежде исследования выполнялись на модельной системе, в которой на политермическом сечении, соединяющем минимумы в двойных системах, имела выпуклая линия ликвидуса. В настоящей работе показано, что эта линия вогнута в сторону понижения температуры.

Ключевые слова: диаграмма Cu—Ni—Mn, твердые растворы, неравновесная кристаллизация.

By means of the theoretical analysis and based on the experimental data, the part of the Cu—Ni—Mn structural diagram from 0 to 20 % Ni and from 30 to 50 % Mn has been specified. The supposition, which is contained in a number of works, of the existence in the ternary Cu—Ni—Mn state diagram of the line, along which the zero crystallization range alloys are arranged, is shown to be incorrect. The alloys in the double Cu—Mn and Ni—Mn systems have the zero crystallization range only. The primary supposition of impossibility to present nonequilibrium crystallization according to Petrov–Scheil with lacking of the minimum line in the Cu—Ni—Mn system has not been confirmed because formerly the investigations were carried out with a model system in which there observed a convex line of the liquidus curve on the polythermal cross-section joining the minima in the double systems. The present work shows this line that is concave towards the temperature decrease.

Key words: Cu—Ni—Mn state diagram, solid solutions, nonequilibrium crystallization.

Баженов В.Е. – ассистент кафедры технологии литейных процессов НИТУ «МИСиС» (119049, г. Москва, В-49, Ленинский пр-т, 4). E-mail: V.E.Bazhenov@misis.ru.

Диаграмма состояния системы Cu–Ni–Mn изучается довольно давно. На рис. 1 приведены изотермы на поверхностях ликвидуса и солидуса этой диаграммы, найденные Парравано в 1913 г. и представленные в [1, 2].

Главной особенностью указанной диаграммы является наличие температурных минимумов в диаграммах систем Cu–Mn и Ni–Mn, где имеются обширные области твердых растворов с ГЦК-структурой на сторонах Cu–Mn и Ni–Mn и неограниченная растворимость в системе Cu–Ni. Эта особенность порождает вопрос о соприкосновении поверхностей ликвидуса и солидуса в тройной диаграмме Cu–Ni–Mn по линии, соединяющей точки минимумов в двойных диаграммах Cu–Mn и Ni–Mn. На указанной линии может находиться непрерывный ряд тройных сплавов, кристаллизующихся при постоянной температуре, каждый при своей — от 1020 °C (минимум на диаграмме Ni–Mn) до 870 °C (минимум на диаграмме Cu–Mn).

В общетеоретических работах по физико-химическому анализу [1, 2] утверждается, что ход изотерм на диаграмме Cu–Ni–Mn свидетельствует о соединении минимумов в двойных системах Cu–Mn и Ni–Mn друг с другом по «долине», проходящей на поверхностях ликвидуса и солидуса тройной системы. Это служит признаком того, что по этой линии указанные поверхности касаются друг друга. В работе [3] приводится объемное изображение диаграммы Cu–Ni–Mn, из которого видно, что поверхности ликвидуса и солидуса не соприкасаются. В справочнике [4] говорится о наличии прогиба на поверхностях ликвидуса и солидуса диаграммы Cu–Ni–Mn, который определяется минимумами в двойных системах Cu–Mn и Ni–Mn.

В работах [5, 6] диаграмма системы Cu–Ni–Mn рассчитана термодинамическим методом в программе «Thermo-Calc». На некоторых политермических сечениях из работы [5] линии ликвидуса и солидуса практически касаются друг друга. В работах [7, 8] изложено доказательство существования линии минимума на диаграмме системы Cu–Ni–Mn, основанное на правиле фаз Гиббса. Рассматривая изотермическое сечение данной системы, авторы пришли к выводу, что при наличии интервала кристаллизации, если задаться содержанием одного из компонентов, в равновесии оказываются две пары фаз в одной двухфазной области. По их мнению, это невозможно, так как при этом не выполняется правило фаз Гиббса. При отсутствии интервала кристаллизации

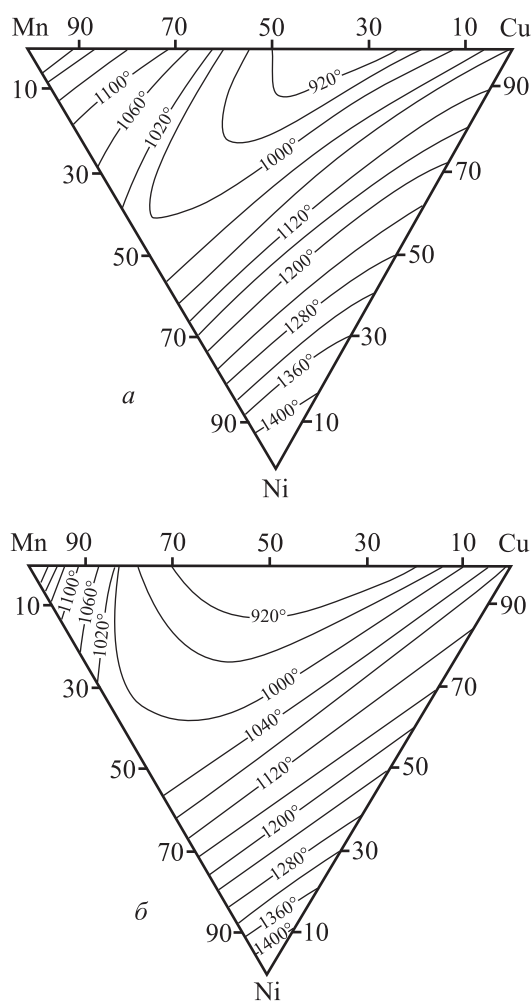


Рис. 1. Изотермы на поверхностях ликвидуса (а) и солидуса (б) диаграммы Cu–Ni–Mn (Парравано, 1913) [1, 2]

по линии, соединяющей минимумы в двойных системах Cu–Mn и Ni–Mn, правило фаз не нарушается. Доказательство существования линии минимума на диаграмме системы Cu–Ni–Mn в работах [7, 8] ошибочно. Отмеченная в этих работах неопределенность (наличие двух жидкостей или двух твердых фаз при выборе содержания одного из компонентов) не возникает при выборе содержания любого другого компонента как степени свободы. К тому же две жидкости или две твердые фазы, которые возникают при этой неопределенности, совершенно различны и имеют разный химический потенциал, а следовательно, их существование не нарушает равновесия.

В работе [9] расчетным методом на модельной системе Cu–Ni–Mn было показано, что при неравновесной кристаллизации состав жидкости доходит до точки минимума в двойной системе Cu–Mn, но при этом количество жидкости в этот момент далеко от единицы. Эти показатели были признаны недо-

пустимыми и сделан вывод о необходимости существования линии минимума в системе Cu–Ni–Mn.

Была рассмотрена кристаллизация в системе Ti–Mo–Cr, построенной в программе «Thermo-Calc». Диаграмма Ti–Mo–Cr качественно подобна диаграмме Cu–Ni–Mn. Оказалось, что выводы о невозможности неравновесной кристаллизации по модели Петрова–Шейля в системе с интервалом кристаллизации по линии, соединяющей минимумы в двойных системах, полученные в работе [9], не являются верными для системы Ti–Mo–Cr. На политермическом сечении системы Cu–Ni–Mn, проходящем через точки минимума – m в двойной системе Cu–Mn и n в двойной системе Ni–Mn (по работе [9]), имелась выпуклая линия ликвидуса, чего не наблюдается в системе Ti–Mo–Cr.

Чтобы выяснить, влияет ли наличие прогиба или выпуклости на процесс кристаллизации в системе Cu–Ni–Mn, был повторно произведен расчет неравновесной кристаллизации сплава X состава Cu–40%Mn–15%Ni (состав сплава взят из работы [9]) по модели Петрова–Шейля для двух типов системы Cu–Ni–Mn: с выпуклой линией ликвидуса (серая кривая) и с вогнутой ее формой (черная кривая) в сечении m – n (см. рис. 2). Солидус обоих вариантов системы совпадает и показан штриховой линией. Расчеты неравновесной кристаллизации проводили в прямоугольной системе координат по модели Петрова–Шейля. В соответствии с ней в каждый температурный момент состав кристаллизующегося сплава равен составу жидкости на предыдущем шаге. Выпавшая до этого твердая фаза участия в кристаллизации не принимает, так как взаимодействие между твердой фазой и жидкостью принято равным нулю. Для определения положения коноды использовали прием, описанный в работе [10]. Он основан на следующих соображениях. При температуре t в двухфазной области $L + S$, находящейся между линиями ликвидуса и солидуса, теоретически существует бесконечное число конод. Следовательно, каждой точке на линии ликвидуса соответствует точка на линии солидуса. На этом основании можно утверждать, что применительно к сплаву, находящемуся при температуре t в двухфазном состоянии, должно быть справедливо соотношение

$$s'/s = l'/l, \quad (1)$$

где s – длина всей линии солидуса, s' – длина ее части, l – длина всей линии ликвидуса, l' – длина ее части. Равенство (1) справедливо, если в изучаемой

Таблица 1

Результаты расчета неравновесной кристаллизации сплава Cu–40%Mn–15%Ni (X) при различных вариантах модельной диаграммы системы Cu–Ni–Mn (см. рис. 2)

Показатель неравновесной кристаллизации	Вариант диаграммы	
	С выпуклой линией ликвидуса по сечению m – n	С вогнутой линией ликвидуса по сечению m – n
Усредненный состав твердой фазы, %:		
Cu	24,4	42,2
Ni	15,0	15,0
Mn	29,0	38,4
Массовая доля твердой фазы, появившаяся в интервале кристаллизации		
	0,684	0,956
Интервал кристаллизации, °C		
	994,7–874,7	946,9–871,9

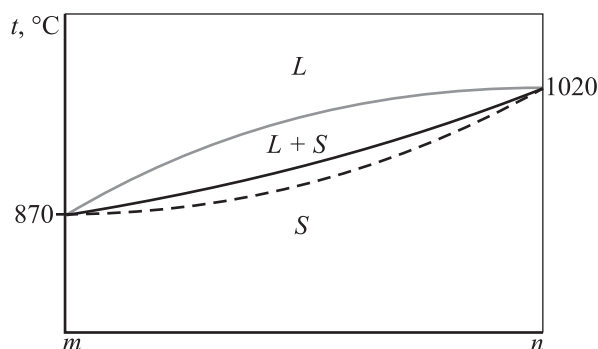


Рис. 2. Политермические сечения диаграммы Cu–Ni–Mn с выпуклой (серая кр.) и вогнутой (черная кр.) линиями ликвидуса по сечению m – n

Сплошные кривые – ликвидус, штриховая – солидус

области сохраняется неизменной зависимость от температуры составов жидкой и твердой фаз.

Расчет производился с одинаковым шагом, равным 3 °C, его результаты представлены в табл. 1. В системе с выпуклой линией ликвидуса по сечению m – n массовая доля твердой фазы далека от единицы (0,684), а усредненный состав твердой фазы значительно не совпадает с составом сплава по меди и марганцу. В системе с вогнутой линией ликвидуса по сечению m – n массовая доля твердой фазы близка к единице (0,956), а ее усредненный состав близок к составу исходного сплава.

Данные табл. 1 свидетельствуют о том, что никаких неожиданных отклонений процесса нерав-

новесной кристаллизации сплавов при понижении температуры в системе с вогнутой линией ликвидуса по сечению $m-n$ не наблюдается. Следовательно, в системе Cu–Ni–Mn неравновесная кристаллизация возможна как при отсутствии интервала кристаллизации по линии $m-n$ (соединяющей минимумы в двойных системах), так и при его наличии. Она невозможна только в случае одновременного наличия интервала кристаллизации в сечении $m-n$ и выпуклой линии ликвидуса в этом сечении.

Поскольку теоретические исследования показали правомерность обоих вариантов диаграммы состояния (с нулевым и ненулевым интервалом кристаллизации), было решено экспериментально обнаружить сплавы с нулевым или близким к нулевому интервалом кристаллизации. Было приготовлено 24 сплава систем Cu–Mn и Cu–Ni–Mn. Их получали в индукционной тигельной печи мощностью 10 кВт с рабочей частотой 40 кГц. В качестве шихтовых материалов использовали медь марки М1 (ГОСТ 859-2001), марганец Мн998 (ГОСТ 6008-90), никель Н-1 (ГОСТ 849-2008). Предварительно готовили лигатуру Cu–(50÷60)%Mn.

Получали несколько образцов разного состава за одну плавку. Для этого в алуновом тигле готовили сплав, по составу лежащий ближе к стороне Cu–Ni диаграммы состояния Cu–Ni–Mn. После расплавления шихтовых материалов осуществляли отбор проб всасыванием расплава в кварцевую трубку. Затем дошихтовывали расплав электролитическим марганцем и снова выполняли отбор расплава. На кварцевой трубке на равном расстоянии наносились деления, соответствующие определенному объему жидкости, чтобы каждый раз отбирать одинаковые пробы. Дошихтовку и отбор проб производили до того момента, пока не достигался состав сплава (по расчету шихты), находящийся правее линии $m-n$ (в районе марганцевого угла) диаграммы Cu–Ni–Mn. От полученных образцов отбирали стружку на химический анализ и готовили образцы для дифференциально-термического и металлографического анализов.

Для выявления химического состава образцов применяли спектральный атомно-эмиссионный метод с индуктивно-связанной плазмой (АЭС-ИСП). Измерения проводили на спектрометре «iCAP 6300 Radial View» фирмы «Thermo Fisher Scientific Inc.» (США).

С помощью дифференциально-термического анализа (ДТА) на установке ДТА-5 (изготовитель — ИМЕТ им. А.А. Байкова АН СССР) определяли ин-

Таблица 2
Результаты ДТА сплавов
систем Cu–Mn и Cu–Ni–Mn

Маркировка образца	Химический состав, мас. %			Температура, °С		Интервал кристаллизации, °С
	Cu	Ni	Mn	соли-дуса	ликви-дуса	
A-1	70,5	0	29,5	865	875	10
A-2	64,4	0	35,6	855	860	5
A-3	61,9	0	38,1	860	860	0
A-4	58,5	0	41,5	860	870	10
A-5	56,1	0	43,9	860	880	20
A-6	53,8	0	46,2	860	905	45
A-7	50,6	0	49,4	860	960	100
B-1	59,7	5,4	34,9	860	880	20
B-2	52,1	10,5	37,4	885	900	15
B-3	52,1	10,6	37,3	885	900	15
B-4	42,1	15,9	42,0	905	925	20
B-5	77,7	16,5	5,8	1045	1090	45
B-6	28,8	26,8	44,4	940	960	20
B-1	40,6	11,8	47,6	895	945	50
B-2	41,6	12,5	45,9	895	940	45
B-3	42,5	12,8	44,7	905	940	35
B-4	44,1	13,3	42,6	905	925	20
B-5	45,9	13,9	40,2	900	935	35
Г-1	19,6	16,9	63,5	930	995	65
Г-2	21,0	17,7	61,3	930	970	40
Г-3	21,4	18,6	60,0	920	965	45
Г-4	21,4	19,7	58,9	925	960	35
Г-5	22,7	20,4	56,9	920	955	35
Г-6	23,6	21,5	54,9	920	950	30
Г-7	24,7	22,7	52,6	925	950	25

тервал кристаллизации сплавов системы Cu–Ni–Mn и Cu–Mn (см. табл. 2). Нулевой интервал кристаллизации обнаружен лишь в сплавах Cu–(35÷38)%Mn.

По результатам ДТА, полученным в этой работе и в [11], методом регрессионного анализа рассчитали уравнения поверхностей ликвидуса и солидуса для области диаграммы состояния Cu–Ni–Mn от 0 до 20 % Ni и от 30 до 50 % Mn. Изотермы ликвидуса и солидуса представлены на рис. 3, а. Наложенные на рассчитанную часть диаграммы значения интервала кристаллизации показаны на рис. 3, б.

Из диаграммы видно (см. рис. 3, б), что при добавлении никеля в сплав Cu–35%Mn (точка *m*) интервал кристаллизации монотонно увеличивается.

В сплавах, не имеющих интервала кристаллизации, дендритная ликвация должна быть минимальна. С целью определения степени ликвации в изучаемых сплавах использовали микрорентгеноспектральный анализ (МРСА). Его выполняли на сканирующем (растровом) электронном микроскопе JEOL JSM-6480LV. Поскольку травление сплавов с высоким содержанием марганца вызывает образование его оксидов на поверхности образца, затрудняющих МРСА, проводили анализ нетравленных образцов. Записывали содержание элементов по линии, на которой умещается 3–4 дендритных ячейки. Так как установить, где находятся центры, а где границы дендритных ячеек, без травления не представлялось возможным, определяли максимальную разность концентраций по каждому элементу.

Результаты МРСА 12 сплавов системы Cu–Ni–Mn представлены в табл. 3. Видно, что максимальная разность в содержании марганца по сечению дендритных ячеек обнаруживается у сплавов с максимальным интервалом кристаллизации. Так, для образцов серии В минимальной разности 12,1 % Mn соответствует минимальный интервал кристаллизации 20 °С (В-4), для серии Г прослеживается та же тенденция – у образца с наименьшей разностью 10,3 % Mn (Г-7) также минимальный для этой серии интервал кристаллизации 25 °С. Во всех изученных сплавах наблюдается значительная ликвация всех компонентов, находящаяся в интервале от 10 до 25 мас.%. Сплавов с отсутствием дендритной ликвации не выявлено. Следовательно, у всех сплавов, лежащих на линии, соединяющей минимумы в двойных системах Cu–Mn и Ni–Mn, имеется интервал кристаллизации.

Микроструктуры полученных сплавов исследовали на микроскопе «Neophot-32». Травление сплавов Cu–Mn производили травителем состава: 25 мл HCl, 5 г FeCl₃, 50 мл H₂O. Травление водным раствором персульфата аммония не выявило структуру сплавов А-2 и А-3 системы Cu–Mn, содержащих соответственно 35,6 и 38,1 % Mn. В микроструктуре сплава А-2 (Cu–35,6%Mn), представленной на рис. 4, а, отсутствует ликвация, наблюдаются равномерно окрашенные кристаллы. При повышении содержания марганца в сплаве А-3 (Cu–38,1%Mn) видно (см. рис. 4, б), что границы кристаллов начи-

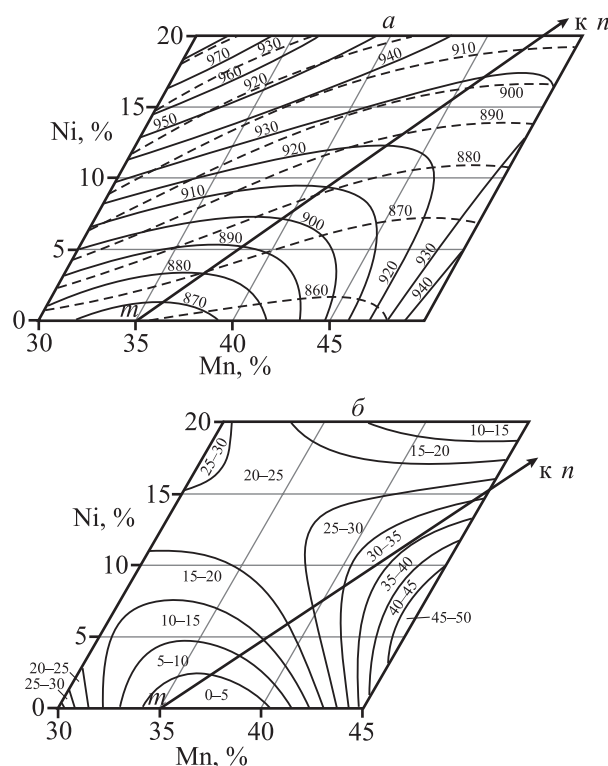


Рис. 3. Изотермы ликвидуса (сплошные) и солидуса (штриховые) (а) и интервал кристаллизации (б) для области диаграммы состояния Cu–Ni–Mn от 0 до 20 % Ni и от 30 до 50 % Mn

Температуры и интервал кристаллизации указаны в °С

Таблица 3

Результаты МРСА сплавов системы Cu–Ni–Mn

Маркировка образца	Химический состав, мас. %			Разность концентраций по дендритной ячейке, мас. %			Интервал кристаллизации, °С
	Cu	Ni	Mn	Cu	Ni	Mn	
В-1	40,6	11,8	47,6	19,6	11,3	18,6	50
В-2	41,6	12,5	45,9	22,2	10,8	16,8	45
В-3	42,5	12,8	44,7	22,2	12,9	17,1	35
В-4	44,1	13,3	42,6	20,9	11,6	12,1	20
В-5	45,9	13,9	40,2	20,3	11,9	16,2	35
Г-1	19,6	16,9	63,5	22,8	16,7	24,2	65
Г-2	21,0	17,7	61,3	24,7	11,3	23,3	40
Г-3	21,4	18,6	60,0	19,0	10,8	22,6	45
Г-4	21,4	19,7	58,9	17,1	15,1	17,8	35
Г-5	22,7	20,4	56,9	17,7	12,9	16,2	35
Г-6	23,6	21,5	54,9	16,5	14,6	16,2	30
Г-7	24,7	22,7	52,6	17,1	13,0	10,3	25

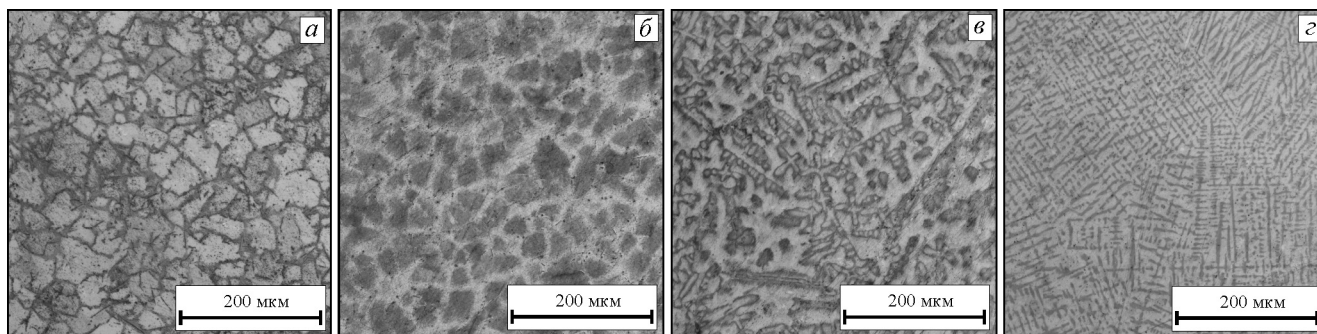


Рис. 4. Микроструктуры сплавов системы Cu–Mn серии А (см. табл. 2)

а – А-2 (35,6 % Mn); *б* – А-3 (38,1 % Mn); *в* – А-5 (43,9 % Mn); *г* – А-7 (49,4 % Mn)

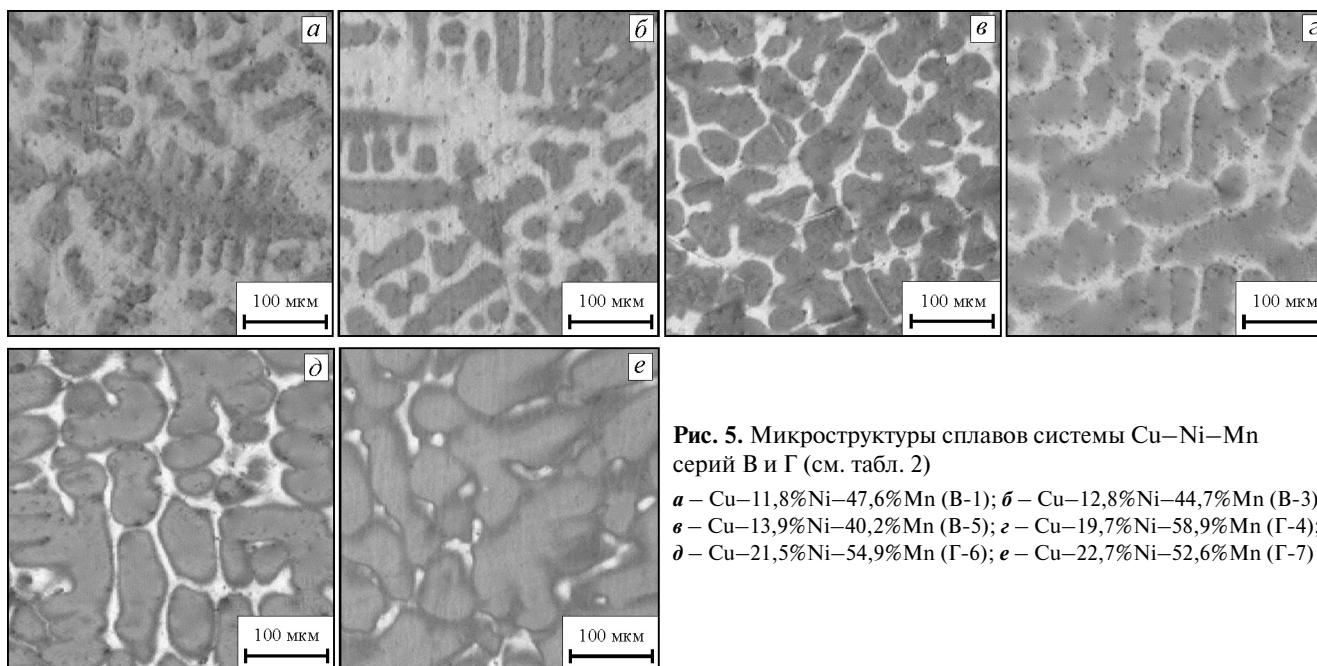


Рис. 5. Микроструктуры сплавов системы Cu–Ni–Mn серий В и Г (см. табл. 2)

а – Cu–11,8%Ni–47,6%Mn (В-1); *б* – Cu–12,8%Ni–44,7%Mn (В-3);
в – Cu–13,9%Ni–40,2%Mn (В-5); *г* – Cu–19,7%Ni–58,9%Mn (Г-4);
е – Cu–21,5%Ni–54,9%Mn (Г-6); *е* – Cu–22,7%Ni–52,6%Mn (Г-7)

нают размываться. Все последующие сплавы имеют микроструктуры с явным дендритным строением (см. рис. 4, *в* и *г* для сплавов с 43,9 и 49,4 % Mn соответственно).

Микроструктуры сплавов серий В и Г системы Cu–Ni–Mn (см. табл. 2) приведены на рис. 5. Травление производили травителем состава: 11 г $(\text{NH}_4)_2\text{S}_2\text{O}_8$, 100 мл H_2O . Во всех образцах серий Б, В и Г наблюдается обычная дендритная структура. Следовательно, все эти сплавы обладают интервалом кристаллизации. С повышением содержания никеля толщина дендритных ячеек увеличивается.

ВЫВОДЫ

1. Высказанное первоначально в работе [9] предположение о невозможности представить неравновесную кристаллизацию по Петрову-Шейлю при

отсутствии линии минимума в системе Cu–Ni–Mn не подтвердилось, так как исследования выполнялись на модельной системе, в которой на политермическом сечении, соединяющем минимумы в двойных системах, имелась выпуклая линия ликвидуса. Показано, что при вогнутой линии ликвидуса в этом сечении (что наблюдается в реальных системах Cu–Ni–Mn и Ti–Mo–Cr) неравновесная кристаллизация возможна.

2. Доказательство существования линии минимума на диаграмме системы Cu–Ni–Mn в работах [7, 8] ошибочно. Отмеченная в этих работах неопределенность (наличие двух жидкостей или двух твердых фаз при выборе содержания одного из компонентов) не возникает при выборе содержания любого другого компонента как степени свободы. К тому же две жидкости или две твердые фазы, которые появляются при этой неопределенности, совершенно раз-

личны и имеют разный химический потенциал, а следовательно, их существование не нарушает закон равновесия.

3. Сплавы системы Cu–Mn с содержанием 35–38 % Mn имеют нулевой или очень близкий к нулевому интервал кристаллизации. Все сплавы с никелем по результатам ДТА имеют значащий температурный интервал кристаллизации.

4. По результатам ДТА построена уточненная область диаграммы состояния Cu–Ni–Mn от 0 до 20 % Ni и от 30 до 50 % Mn.

5. Микроструктуры выплавленных сплавов системы Cu–Ni–Mn имеют дендритное строение. Его отсутствие наблюдается только у сплавов системы Cu–Mn с содержанием марганца 35–38 %, где по всем данным [4–6] имеется температурный минимум.

Работа выполнена при финансовой поддержке Программы создания и развития НИТУ «МИСиС».

ЛИТЕРАТУРА

1. Аносов В.Я., Погодин С.А. Основные начала физико-химического анализа. М.: АН СССР, 1947.
2. Аносов В.Я., Озерова М.И., Фиалков Ю.Я. Основы физико-химического анализа. М.: Наука, 1975.
3. Schurrmann E., Prinz B. // Z. Metallkunde. 1974. Bd. 65, № 8. S. 535.
4. Дриц М.Е., Бочвар Н.Р., Гузей Л.С. и др. Двойные и многокомпонентные системы на основе меди. М.: Наука, 1979.
5. WeiHua Sun, HongHui Xu, Yong Du et. al. // Comput. Coupling of Phase Diagrams and Thermochem. 2009. Vol. 35, № 3. P. 642.
6. Miettinen J. // Ibid. 2003. Vol. 27, № 2. P. 147.
7. Пикунов М.В., Сидоров Е.В. // Изв. вузов. Чер. металлургия. 2008. № 1. С. 7.
8. Пикунов М.В., Сидоров Е.В. // Там же. № 5. С. 3.
9. Баженов В.Е., Пикунов М.В. // Там же. 2010. № 3. С. 49.
10. Пикунов М.В., Баженов В.Е., Сидоров Е.В. // Там же. 2012. № 3. С. 55.
11. Пашков А.И. Исследование и разработка технологии получения сплавов системы Cu–Ni–Mn методом механического легирования для высокотемпературной пайки: Дис. ... канд. техн. наук. М.: МИСиС, 2009.

УДК 669.04; 519.8

О ПРОБЛЕМАХ ИНЕРЦИОННОСТИ И ЧУВСТВИТЕЛЬНОСТИ ПРИ МАТЕМАТИЧЕСКОМ МОДЕЛИРОВАНИИ ТЕПЛОЙ РАБОТЫ ОБЖИГОВОЙ ПЕЧИ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ИСКУССТВЕННОГО ГРАФИТА

© 2013 г. И.А. Левицкий, В.В. Трофимович

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва

Методом математического моделирования исследовано влияние соотношения термической инерционности контейнера (с заготовкой и пересыпкой) и чувствительности системы регулирования на температурное поле заготовки для получения искусственного графита, а также изучено влияние величины расчетного шага по времени (Δt) на результаты математического моделирования. Показано, что для безынерционной системы управления обжиговой печью результаты моделирования при любой толщине слоя пересыпки практически не зависят от Δt , а при конечной чувствительности системы управления порождаемые ею температурные колебания с уменьшением термической инерционности контейнера (толщины слоя пересыпки) все глубже проникают внутрь него, однако обнаружить это расчетным путем можно только при малых Δt – большие шаги по времени позволяют получить сглаженную картину с монотонными тенденциями, соответствующими реальности только при значительной толщине слоя пересыпки. Установлено также, что скорость сходимости

Левицкий И.А. – канд. техн. наук, доцент кафедры теплофизики и экологии металлургического производства НИТУ «МИСиС» (119049, г. Москва, В-49, Ленинский пр-т, 4). Тел.: (495) 638-46-40. E-mail: lewwwis@mail.ru.

Трофимович В.В. – аспирант этой кафедры. E-mail: tvv@k-gu.ru.