

17. Дымов А.М., Савостин А.П. Аналитическая химия галлия. М.: Наука, 1968.
18. Вольдман Г.М., Зеликман А.Н. Теория гидрометаллургических процессов. Изд. 4-е, перераб. и доп. М.: Интермет Инжиниринг, 2003.
19. Краткий справочник физико-химических величин. Изд. 10-е / Под ред. А.А. Равделя, А.М. Пономаревой. СПб.: «Иван Федоров», 2003.
20. Чистяков А.А., Чиркст Д.Э., Черемисина О.В. // ЖФХ. 2011. Т. 85, № 11. С. 1.
21. Чистяков А.А., Чиркст Д.Э., Черемисина О.В. // Цв. металлы. 2009. № 6. С. 93.

УДК 669.017 : 669.065.5

О ВНУТРИКРИСТАЛЛИТНОЙ ЛИКВАЦИИ В ТРОЙНЫХ СПЛАВАХ – ТВЕРДЫХ РАСТВОРАХ

© 2013 г. В.Е. Баженов, М.В. Пикунов

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва

Проведены расчеты неравновесной кристаллизации по модели Петрова–Шейля в тройных сплавах – твердых растворах модельной системы А–В–С и реальной Cu–Ni–Mn. Показано, что для внутрикристаллитной ликвации в обоих случаях характерно несовпадение температуры, при которой коэффициент распределения среднеплавкого компонента равен 1, и температуры, при которой содержание этого компонента в выпадающей твердой фазе максимально. Сформулированы условия, при которых параметры внутрикристаллитной ликвации следует сопоставлять с показателями дендритной ликвации.

Ключевые слова: внутрикристаллитная ликвация, неравновесная кристаллизация, диаграмма Cu–Ni–Mn.

Calculations of nonequilibrium crystallization after Petrov-Sheil model in ternary alloys – solid solutions of the A–B–C model system and the real Cu–Ni–Mn system have been carried out. A discrepancy of the temperature, at which the medium-melting component distribution factor is equal to 1 and the temperature at which the component content in precipitated solid phase is maximum, is shown to be characteristic for intracrystalline segregation in both cases. The conditions under which the parameters of intracrystalline segregation should be compared with the indicators of dendritic segregation are formulated.

Key words: intracrystalline segregation, nonequilibrium crystallization, Cu–Ni–Mn diagram.

В ряде работ описано в общем виде возникновение неоднородности состава кристаллов в двойных, тройных [1, 2] и четверных [3] сплавах — твердых растворах в результате неравновесной кристаллизации. Указанная неоднородность предопределяется коэффициентом распределения (k), который представляет собой отношение содержания любого компонента в твердой фазе к его концентрации в жидкой, находящейся в равновесии с данной температурной момент с твердой фазой. Внутрикристаллитная неоднородность (ликвация) возникает, если $k \neq 1$, т.е. при $k < 1$ или $k > 1$.

Закономерности неравновесной кристаллизации наиболее ярко проявляются в системах непрерывных жидких и твердых растворов, если данный процесс рассматривается по Петрову–Шейлю. В этом случае диффузионный массоперенос в жидкой фазе принимается проходящим совершенно беспрепятственно, т.е. коэффициент диффузии в жидкой фазе $D_{ж} \rightarrow \infty$, тогда как в твердой фазе он полностью исключен ($D_{ТВ} \rightarrow 0$). При таких условиях неравновесная кристаллизация сплава любого состава с любым числом компонентов в системах с непрерывными жидкими и твердыми растворами должна начаться

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

Пикунов М.В. – докт. техн. наук, профессор той же кафедры. Тел.: (495) 468-85-75. E-mail: M.V.Pikunov@gmail.com.

при температуре равновесного ликвидуса этого материала и закончиться при температуре плавления самого легкоплавкого компонента.

В ходе неравновесной кристаллизации по Петрову–Шейлю по мере снижения температуры состав всей уменьшающейся массовой доли жидкой фазы меняется по всем компонентам. Состав твердой фазы складывается из слоев, состав которых по каждому компоненту будет определяться его коэффициентом распределения в данный температурный момент. Необходимо отметить, что и при равновесной кристаллизации любого сплава — твердого раствора коэффициенты распределения всех компонентов также меняются, но по несколько иным закономерностям и в значительно меньших пределах. Образовавшийся в ходе равновесной кристаллизации твердый раствор имеет состав исходного жидкого раствора и столь же однороден.

Возникающая вследствие неравновесной кристаллизации неоднородность состава твердой фазы называется «внутрикристаллитной ликвацией». На этом явлении основано получение особо чистых металлов и вообще веществ путем направленной кристаллизации и зонной плавки. Во всех способах производства слитков и фасонных отливок в структуре литых сплавов обнаруживается дендритная ликвация, которая отличается от внутрикристаллитной тем, что развивается в условиях, когда твердая фаза имеет вид дендритов со стволами и боковыми ветвями. Дендриты появляются вследствие того, что жидкость, в которой растут стволы и ветви дендритов, неоднородна по составу. В этом случае диффузионный массоперенос в жидкости проходит не в одном направлении, а в трехмерном пространстве. Кроме того, если происходит дендритная кристаллизация, то $D_{\text{ж}} < \infty$, а $D_{\text{тв}} > 0$. При неравновесной кристаллизации по Петрову–Шейлю, как отмечено ранее, вся жидкость в любой точке совершенно однородна, так как принято $D_{\text{ж}} \rightarrow \infty$, и поэтому, строго говоря, появление дендритов невозможно. Учесть же действие $D_{\text{ж}} < \infty$ в трехмерном пространстве чрезвычайно трудно.

Кроме этого, в расчетах по Петрову–Шейлю предполагается, что затвердевший слиток сплава при направленной кристаллизации обладает постоянным поперечным сечением, так что массовая доля твердой фазы прямо пропорциональна длине затвердевшей части слитка. В случае дендритной кристаллизации твердая фаза нарастает слоями на стволе и ветвях дендритов, которые (слои и ветви)

имеют цилиндрическую форму, и в ходе кристаллизации их диаметр увеличивается. Вследствие этого даже при постоянной массовой скорости кристаллизации (по температуре) толщина нарастающих слоев твердой фазы должна уменьшаться. Только с учетом этих обстоятельств можно сопоставлять закономерности внутрикристаллитной и дендритной видов ликвации.

В работе [3] показано, что у группы трехкомпонентных сплавов, обладающих температурой равновесного ликвидуса ($t_{\text{ликв}}$), большей, чем температура плавления среднеплавкого компонента (обозначим его C), т.е. при $t_{\text{ликв}} > t_C$ в ходе неравновесной (и равновесной) кристаллизации коэффициент распределения этого компонента $k_C < 1$ в интервале от $t_{\text{ликв}}$ до t_C , но далее при $t < t_C$, вплоть до конца процесса неравновесной кристаллизации, величина $k_C > 1$. Таким образом, при температуре плавления среднеплавкого компонента его коэффициент распределения проходит через значение $k_C = 1$.

В настоящей работе рассмотрена неравновесная кристаллизация по Петрову–Шейлю ряда сплавов — твердых растворов в модельной системе $A-B-C$, в которой имеется неограниченная растворимость компонентов в жидком и твердом состояниях. Проведены численные расчеты с целью выявить количественные характеристики процессов и в САПР SolidWorks построена равновесная диаграмма указанной системы. Температуры плавления компонентов A , B и C заданы равными 800, 1200 и 1000 °С соответственно.

Сущность расчетов заключалась в повторении первого шага стандартного расчета равновесной кристаллизации с тем отличием, что вместо состава сплава C_0 на каждом новом температурном шаге использовался состав жидкости, найденный на предыдущем шаге. Определение составов жидкой и твердой фаз требовало нахождения коноды, связывающей эти фазы, с помощью методики, описанной в работе [4].

Расчеты выполняли для четырех сплавов: W (80% A –10% B –10% C), X (10% A –80% B –10% C), Y (10% A –10% B –80% C) и Z (33% A –33% B –34% C). На рис. 1 показано изменение состава жидкой фазы при неравновесной кристаллизации сплавов (сплошные линии) и состава появляющейся при каждом температурном шаге слоев твердой фазы (штриховые). Составу исходного сплава соответствует индекс 0 (например, W_0), а составу первых кристаллов — 1 (например, W_1). Неравновесная кристаллизация сплава по Пет-

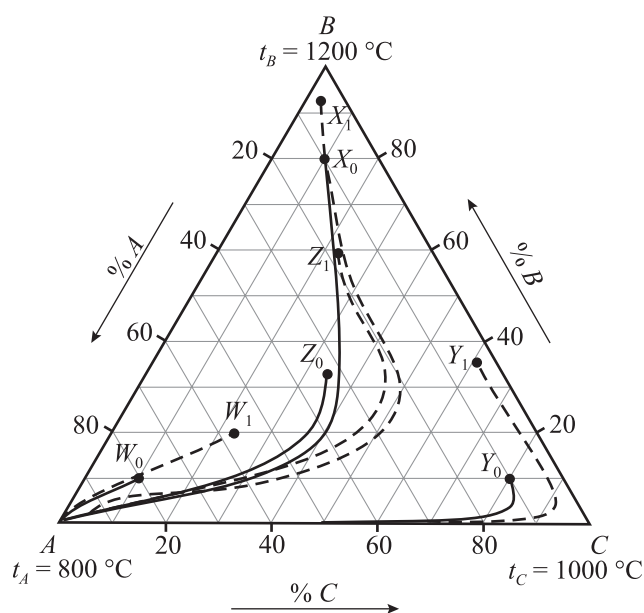


Рис. 1. Ход неравновесной кристаллизации тройных сплавов W (80%A–10%B–10%C), X (10%A–80%B–10%C), Y (10%A–10%B–80%C) и Z (33%A–33%B–34%C), рассчитанный по модели Петрова–Шейля
Изменение составов жидкости (сплошные линии) и слоев твердой фазы (штриховые)

рову–Шейлю заканчивается в точке, где находится самая легкоплавкая жидкость. В нашем случае это точка чистого компонента A .

На рис. 2 представлены зависимости коэффициентов распределения компонентов A , B и C в сплавах W , X , Y и Z от температуры при неравновесной кристаллизации. Как видно, в ходе всего процесса кристаллизации сплава W (см. рис. 2, a) значения k_B и k_C всегда больше 1, а $k_A < 1$. Температура ликвидуса сплава W (880 °C) меньше температуры плавления компонента C (1000 °C). В сплавах X , Y и Z коэффициент распределения компонента A всегда меньше 1, а B всегда больше 1 (см. рис. 2, b – z). При $t > 1000$ °C значение $k_C < 1$, при $t = 1000$ °C $k_C = 1$, при $t < 1000$ °C $k_C > 1$. Переход от $k_C < 1$ к $k_C > 1$ совершается при 1000 °C, т.е. при температуре плавления компонента C . Как видно из рис. 2, b – z , прохождение k_C через единицу сопровождается изменением зависимостей $k_A = f(t)$ и $k_B = f(t)$. Особенно это заметно для сплава Y (см. рис. 2, b), в котором при $t = 1000$ °C имеется четкий максимум на кривой $k_B = f(t)$, а также явный минимум на кривой $k_A = f(t)$.

Подобное изменение коэффициента распределения компонентов сплава должно отразиться на

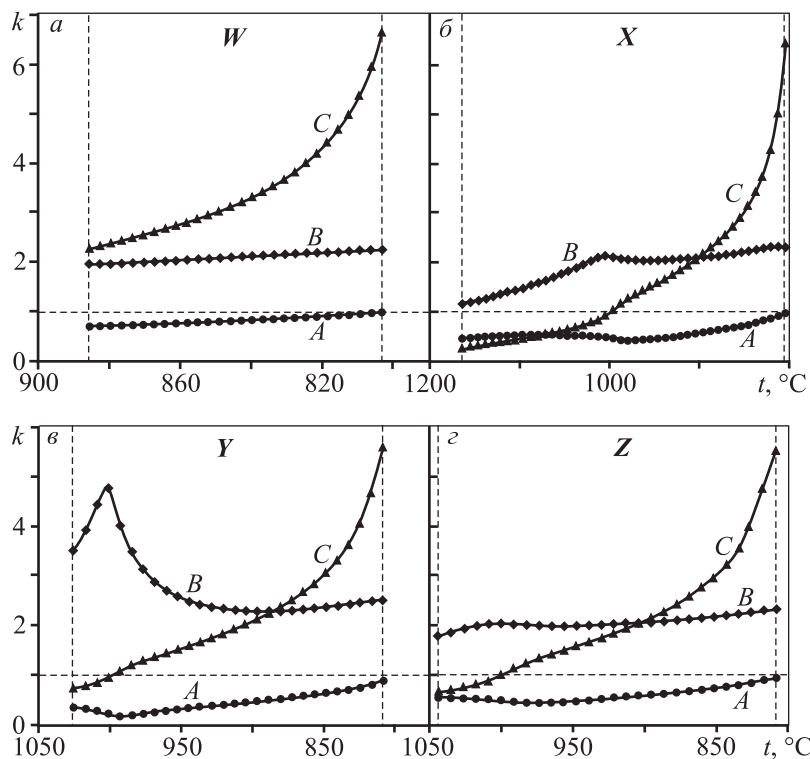


Рис. 2. Зависимости коэффициентов распределения компонентов A , B и C в сплавах W (a), X ($б$), Y ($в$) и Z ($г$) от температуры в ходе неравновесной кристаллизации

изменении состава выпадающих кристаллов. Соответствующие зависимости для сплавов W , X , Y и Z представлены на рис. 3. При кристаллизации сплава W (см. рис. 3, a) концентрация компонента A в выпадающих кристаллах по мере снижения температуры постоянно растет вплоть до 100 %, а содержания B и C снижается до 0 %. В сплаве X (см. рис. 3, $б$) выпадающие кристаллы по ходу кристаллизации обедняются компонентом B и обогащаются A . Концентрация компонента C вначале растет и при $t = 950$ °C достигает максимума — 51 %, а затем падает с понижением температуры. Подобная картина характерна и для сплавов Y и Z (см. рис. 3, $в$ и $г$). Содержания компонента C в выпадающих кристаллах достигают максимума при $t = 980$ °C для сплава Y и 950 °C для Z .

Как видно из рис. 2, температура, при которой коэффициент

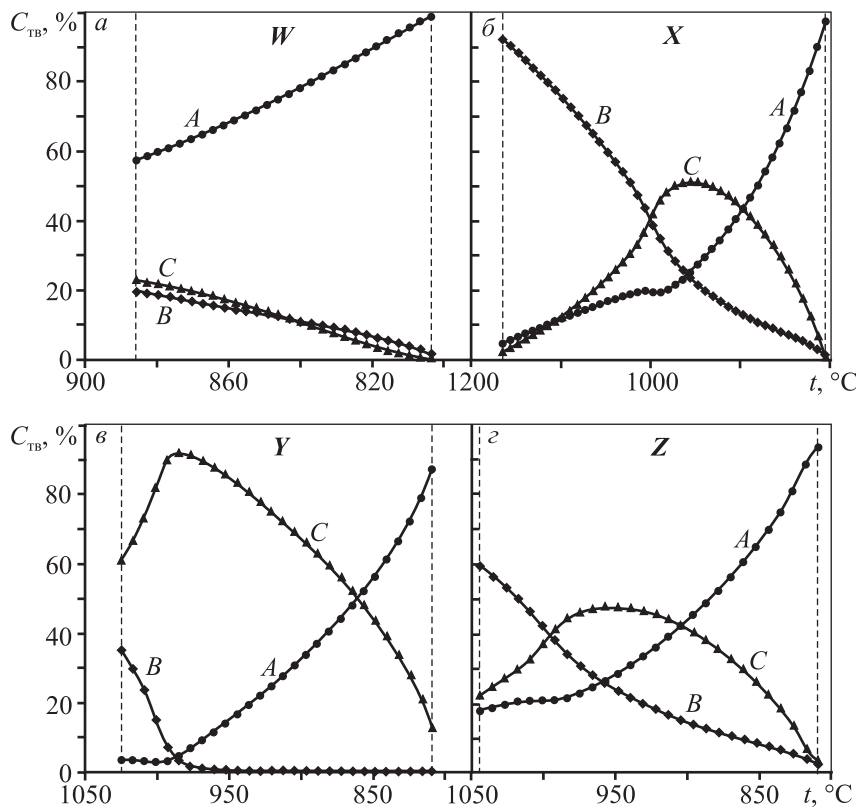


Рис. 3. Кривые изменения содержания компонентов *A*, *B* и *C* в выпадающих кристаллах для сплавов *W* (*a*), *X* (*б*), *Y* (*в*) и *Z* (*г*)

распределения компонента *C* равен 1, для сплавов *X*, *Y*, *Z* одинакова и равна 1000 °С. Однако она не совпадает с той, при которой достигается наибольшее содержание компонента *C* в выпадающих кристаллах. Ранее [5] нами была рассмотрена равновесная кристаллизация этих же сплавов — твердых растворов в такой же модельной системе *A*–*B*–*C*. По данным этой работы максимум на кривой содержания компонента *C* в выпадающих кристаллах наблюдается только у сплавов *Y* и *Z* при $t = 990$ и 980 °С соответственно. Следовательно, и при равновесной кристаллизации температура, при которой достигается наибольшая концентрация среднеплавкого компонента *C* в выпадающих кристаллах, также отличается от температуры, при которой $k_C = 1$ (1000 °С).

Чтобы проверить, существуют ли реальные сплавы, в которых имеется максимум содержания одного из компонентов в выпадающих кристаллах при неравновесной кристаллизации, была построена трехмерная модель диаграммы состояния системы *Cu*–*Ni*–*Mn*. Использовались политермические разрезы и изотермы из работ [6–8]. 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 со стороны меди и никеля и неограниченная растворимость в системе *Cu*–*Ni*.

Описанным выше методом была рассчитана неравновесная кристаллизация сплавов *O* (72%*Cu*–20,1%*Ni*–7,9%*Mn*), *P* (45%*Cu*–25%*Ni*–30%*Mn*), *Q* (35%*Cu*–25%*Ni*–40%*Mn*), *U* (30,7%*Cu*–21,1%*Ni*–48,2%*Mn*) и *V* (25%*Cu*–15%*Ni*–60%*Mn*). На рис. 4 представлено изменение состава жидкой фазы при неравновесной кристаллизации указанных материалов (сплошные линии) и состава появляющейся при каждом температурном шаге твердой фазы (штриховые). Видно, что все кривые приходят в точку *m* (минимум в двойной системе *Cu*–*Mn*). Показатели, характеризующие неравновесную кристаллизацию этих сплавов, представлены в таблице.

Сплав *O* находится в треугольнике составов ближе к стороне *Cu*–*Ni*. В данном случае среднеплавким компонентом будет медь, тугоплавким — никель, а в роли легкоплавкого компонента выступает сплав в точке минимума *m* (870 °С, 35%*Mn*) на диаграмме двойной системы *Cu*–*Mn*. Как видно, коэффициенты распределения никеля и марганца растут в ходе неравновесной кристаллизации (см. таблицу), но $k_{Ni} > 1$, а $k_{Mn} < 1$. Для меди этот показатель в начале процесса $k_{Cu} < 1$, при прохождении через $t = 1095$ °С он становится равным 1, затем немного увеличивается до 1,024 и при дальнейшем понижении температуры снижается.

Содержание никеля в кристаллах по ходу кристаллизации непрерывно падает, а марганца растет, что согласуется со значениями коэффициентов распределения этих компонентов. Концентрация меди в выпадающих кристаллах при уменьшении температуры с 1143,6 °С до 1055 °С повышется от 68,62 % до 74,08 %, после чего начинает снижаться. Важно отметить, что, как и в случае с модельной системой, температура, при которой содержание *Cu* в выпадающих кристаллах максимально (1055 °С), не совпадает с температурой, при которой $k_{Cu} = 1$. При

Показатели неравновесной кристаллизации сплавов системы Cu–Ni–Mn

$t, ^\circ\text{C}$	$m_{(\text{TB})}$	$C_{\text{Cu}(\text{TB})}$	$C_{\text{Ni}(\text{TB})}$	$C_{\text{Mn}(\text{TB})}$	$C_{\text{Cu}(\text{ж})}$	$C_{\text{Ni}(\text{ж})}$	$C_{\text{Mn}(\text{ж})}$	k_{Cu}	k_{Ni}	k_{Mn}
O (72%Cu–20,1%Ni–7,9%Mn)										
1143,6	0,000	68,62	27,74	3,64	72,00	20,10	7,90	0,953	1,381	0,461
1120	0,297	71,19	24,20	4,61	72,78	17,75	9,47	0,978	1,364	0,486
1095	0,517	73,05	21,06	5,89	73,00	15,64	11,36	1,001	1,346	0,518
1055	0,738	74,08	17,24	8,68	72,37	12,81	14,82	1,024	1,346	0,585
895	0,997	68,03	2,04	29,93	67,44	0,98	31,57	1,009	2,074	0,948
P (45%Cu–25%Ni–30%Mn)										
1012,7	0,000	48,70	28,83	22,47	45,00	25,00	30,00	1,082	1,153	0,749
972,7	0,634	42,96	26,12	30,92	43,28	20,69	36,03	0,993	1,263	0,858
952,7	0,833	41,11	22,92	35,97	45,40	16,03	38,56	0,906	1,429	0,933
932,7	0,945	45,00	15,50	39,50	50,95	9,54	39,51	0,883	1,625	1,000
920,7	0,976	49,40	10,40	40,20	55,27	5,94	38,79	0,894	1,750	1,036
888,7	0,999	62,66	1,22	36,11	63,65	0,62	35,73	0,984	1,962	1,011
Q (35%Cu–25%Ni–40%Mn)										
970,5	0,000	33,11	30,60	36,28	35,00	25,00	40,00	0,946	1,224	0,907
943,5	0,817	36,35	21,40	42,25	42,98	14,70	42,33	0,846	1,456	0,998
931,5	0,929	41,99	15,03	42,98	48,65	9,67	41,68	0,863	1,554	1,031
913,5	0,984	51,30	7,48	41,21	56,84	4,27	38,90	0,903	1,754	1,060
886,5	1,000	63,00	0,85	36,15	63,79	0,44	35,77	0,988	1,926	1,011
U (30,7%Cu–21,1%Ni–48,2%Mn)										
955,2	0,000	24,02	27,76	48,22	30,70	21,10	48,20	0,782	1,315	1,000
947,2	0,580	29,13	22,02	48,85	35,77	16,74	47,49	0,814	1,316	1,029
931,2	0,919	39,25	13,89	46,86	46,20	9,58	44,23	0,850	1,450	1,059
915,2	0,982	49,24	7,52	43,24	55,13	4,62	40,25	0,893	1,628	1,074
885,2	1,000	63,17	0,64	36,18	63,86	0,34	35,80	0,989	1,885	1,011
V (25%Cu–15%Ni–60%Mn)										
989,4	0,000	12,75	19,39	67,86	25,00	15,00	60,00	0,510	1,293	1,131
962,4	0,539	22,16	16,39	61,45	34,07	11,85	54,08	0,651	1,383	1,136
935,4	0,830	35,00	11,53	53,47	43,56	7,66	48,78	0,803	1,505	1,096
917,4	0,945	44,15	7,15	48,70	51,27	4,67	44,06	0,861	1,532	1,105
887,4	0,998	61,15	0,94	37,90	62,73	0,46	36,81	0,975	2,065	1,030

$t = 1095 ^\circ\text{C}$ ($k_{\text{Cu}} = 1,001$) наблюдается максимальное количество меди в жидкости – 73,00 %, а ниже этой температуры оно снижается.

Иная картина наблюдается в сплаве *P*. Как и в сплаве *O*, коэффициент k_{Cu} проходит через 1. При

температуре ликвидуса сплава $1012,7 ^\circ\text{C}$ он больше единицы ($k_{\text{Cu}} = 1,082$), а при $t = 972,7 ^\circ\text{C}$ – меньше ($k_{\text{Cu}} = 0,993$). Очевидно, что при $t \sim 973 ^\circ\text{C}$ значение $k_{\text{Cu}} = 1$. При дальнейшем понижении температуры величина k_{Cu} продолжает уменьшаться, а k_{Mn} рас-

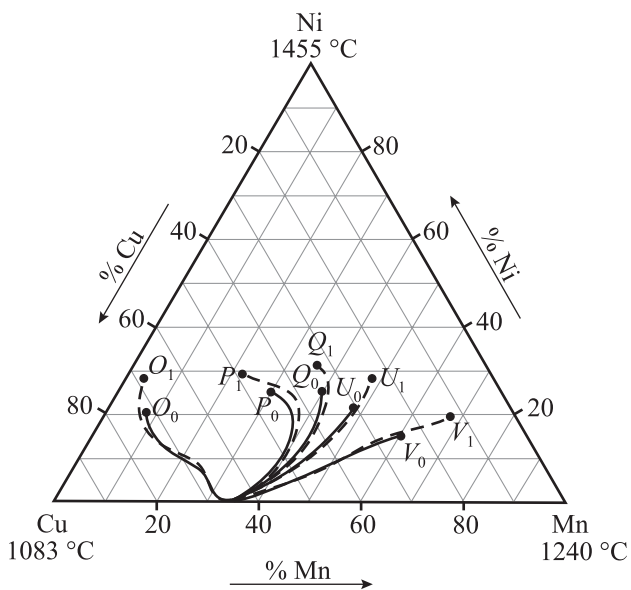


Рис. 4. Показатели процесса неравновесной кристаллизации тройных сплавов *O* (72%Cu–20,1%Ni–7,9%Mn), *P* (45%Cu–25%Ni–30%Mn), *Q* (35%Cu–25%Ni–40%Mn), *U* (30,7%Cu–21,1%Ni–48,2%Mn) и *V* (25%Cu–15%Ni–60%Mn), рассчитанные по модели Петрова–Шейля

Изменение состава жидкости (сплошные линии)
и состава слоев твердой фазы (штриховые)

тет. При $t = 932,7$ °C коэффициент распределения марганца равен 1, а ниже этой температуры $k_{Mn} > 1$. Так, при $t = 920,7$ °C он составляет $k_{Mn} = 1,036$. При $t = 952,7$ °C наблюдается минимальная концентрация Cu в выпадающих кристаллах — 41,11 %. Содержание марганца также проходит через экстремальную точку и при $t = 920,7$ °C оно максимально и равно 40,20 %.

В сплавах *Q* и *U* через 1 проходят значения k_{Mn} при $t = 943,5$ и $955,2$ °C соответственно. В сплаве *V*, находящемся ближе к марганцевому углу диаграммы, ни один из коэффициентов распределения не проходит через единицу.

Обобщив полученные результаты, можно сказать, что в отличие от модельной системы *A–B–C* в реальной системе Cu–Ni–Mn температура, при которой значение k проходит через 1, не совпадает с температурой плавления среднеплавкого компонента ($t_{Cu} = 1083$ °C) и различна для каждого сплава. Температура, при которой коэффициент распределения компонента равен единице, растет с увеличением его концентрации в сплаве. Так, для сплава *P*, содержащего 45 % Cu, $k_{Cu} = 1$ при $t = 972,7$ °C, а в сплаве *O* с 72 % Cu коэффициент распределения меди проходит через 1 при $t = 1095$ °C. Аналогичная картина

наблюдается и для марганца: для сплавов *Q*, *U* и *V*, содержащих 40, 48,2 и 60 % Mn, $k_{Mn} = 1$ при $t = 932,7$, 943,5 и 955,2 °C соответственно. Это свидетельствует о более сложном характере неравновесной кристаллизации в реальной системе Cu–Ni–Mn, имеющей сложную поверхность ликвидуса и солидуса.

В работе [9] расчетным путем выявлено, что при неравновесной кристаллизации сплава Cu–5%Ni–3%Mn вначале $k_{Cu} < 1$, затем при $t = 1083$ °C $k_{Cu} = 1$ и далее до конца процесса $k_{Cu} > 1$. Исследована неравновесная кристаллизация этого сплава и показано, что данный процесс закончится на линии, соединяющей минимума в диаграммах Cu–Mn и Ni–Mn. Там же на рис. 9 изображено распределение меди в дендритной ячейке, при этом использованы результаты расчета внутрикристаллитной ликвации, что, как показано в настоящей работе, нельзя делать без соответствующих оговорок и уточнений.

ВЫВОДЫ

1. Расчетным путем получены количественные характеристики внутрикристаллитной ликвации в тройных сплавах – твердых растворах модельной системы *A–B–C* и реальной Cu–Ni–Mn.

2. Обнаружено, что в ходе неравновесной кристаллизации тройных сплавов по Петрову–Шейлю в момент, когда текущая температура равна температуре плавления среднеплавкого компонента и коэффициент распределения этого компонента равен единице, происходит изменение характера температурной зависимости коэффициентов распределения двух других компонентов. Применительно к равновесной кристаллизации тройных сплавов–растворов это обстоятельство было обнаружено ранее.

3. Показано, что для внутрикристаллитной ликвации в тройных сплавах модельной системы *A–B–C* и реальной Cu–Ni–Mn характерно несовпадение температуры, при которой коэффициент распределения среднеплавкого компонента равен 1, и температуры, при которой его содержание в выпадающей твердой фазе максимально.

4. В реальной системе Cu–Ni–Mn температура, при которой коэффициент распределения компонента проходит через 1, не совпадает с температурой плавления среднеплавкого компонента и различна для каждого сплава. Температура, при которой коэффициент распределения компонента равен 1, растет с увеличением его содержания.

5. Указаны условия, при которых показатели

внутрикристаллитной ликвации следует сопоставлять с характеристиками дендритной ликвации.

ЛИТЕРАТУРА

1. *Петров Д.А.* Вопросы теории сплавов алюминия. М.: Металлургиздат, 1952.
2. *Новиков И.И., Золоторевский В.С.* Дендритная ликвация в сплавах. М.: Наука, 1966.
3. *Сидоров Е.В., Пикунов М.В., Драпала Я.* // Изв. вуз. Чер. металлургия. 2007. № 5. С. 3.
4. *Пикунов М.В., Баженов В.Е., Сидоров Е.В.* // Там же. 2012. № 3. С. 55.
5. *Пикунов М.В., Баженов В.Е.* // Там же. 2010. № 11. С. 3.
6. *Аносов В.Я., Озерова М.И., Фиалков Ю.Я.* Основы физико-химического анализа. М.: Наука, 1975.
7. *Miettinen J.* // Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry. 2003. Vol. 27. P. 147.
8. *Wei Hua Sun, Hong Hui Xu, Yong Du et al.* // Ibid. 2009. Vol. 33. P. 642.
9. *Блощицина Ю.В.* Исследование закономерностей кристаллизации сплавов и затвердевания отливок с целью формирования требуемых структуры и свойств литых постоянных магнитов: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. М.: МИСиС, 2011.

УДК 669.01

СПОСОБ ПОЛУЧЕНИЯ СЛИТКОВ ПРИПОЯ А34 НА ОСНОВЕ ИЗУЧЕНИЯ СВЯЗИ СТРОЕНИЯ И СВОЙСТВ ЖИДКОГО И ТВЕРДОГО МЕТАЛЛА

© 2013 г. А.Н. Константинов, О.А. Чикова, К.В. Никитин

Уральский государственный педагогический университет (УГПУ), г. Екатеринбург
Уральский государственный федеральный университет
им. первого Президента России Б.Н. Ельцина (УрФУ), г. Екатеринбург
Самарский государственный технический университет (СамГТУ)

Проведен сравнительный анализ влияния способа модифицирования на строение и фазовый состав слитков припоя А34. Модифицирование осуществлялось путем перегрева расплава до 1000 °С и введения в него мелкокристаллического переплава в количестве 5 % от шихты. Исследование выполнено средствами ДТА и металлографического анализа. Дополнительно методом пк-АСМ с помощью зондовой нанолaborатории NTEGRA Thermo изучено строение поверхности слитка припоя А34 при повышенных температурах (150 и 300 °С) и даны технологические рекомендации по оптимизации режимов литья и термообработки.

Ключевые слова: модифицирование, микроструктура, фазовый состав, сканирующая зондовая микроскопия, дифференциальный термический анализ.

A comparative analysis of the effect of modification technique on the structure and phase composition of A34 solder ingots is presented. Modification has been performed by the melt overheating up to 1000 °C and introducing fine-crystalline remelt in quantity of 5 % of charge mixture. The research has been carried out with the differential thermal and metallographic analyses. Additionally we have studied the surface of A34 solder ingot by means of sc-AFM NTEGRA Thermo nanolaboratory at higher temperatures (150 and 300 °C). Technological recommendations on optimization of casting and heat treatment of A34 solder ingots are given.

Key words: inoculation, microstructure, phase composition, scanning probe microscopy, differential thermal analysis.

Константинов А.Н. – аспирант Института физики и технологии УГПУ (620000, г. Екатеринбург, ул. К.-Либкнехта, 9а). E-mail: himcity@mail.ru.

Чикова О.А. – докт. физ.-мат. наук, профессор кафедры физики УрФУ (620002, г. Екатеринбург, ул. Мира, 19). E-mail: chik63@mail.ru.

Никитин К.В. – канд. техн. наук, доцент кафедры литейных и высокоэффективных технологий СамГТУ (443100, г. Самара, ул. Молодогвардейская, 244). E-mail: kvn-6411@mail.ru.