

УДК 532.61.08+531.756

КИНЕМАТИЧЕСКАЯ ВЯЗКОСТЬ ЖИДКИХ СПЛАВОВ МЕДЬ–АЛЮМИНИЙ

© 2009 г. Н. Ю. Константинова, П. С. Попель, Д. А. Ягодин

Уральский государственный педагогический университет, г. Екатеринбург

Поступила в редакцию 11.04.2008 г.

Методом затухающих крутильных колебаний тигля с исследуемой жидкостью измерены температурные зависимости кинематической вязкости ν расплавов $\text{Cu}_{100-x}\text{Al}_x$ ($x = 0-100$ ат. %) в интервале температур t между ликвидусом и $1100-1450^\circ\text{C}$. В отличие от большинства подобных экспериментов, измерения проводились как в ходе нагрева образца после его расплавления, так и в ходе последующего охлаждения. Обнаружено ветвление кривых $\nu(t)$, соответствующих указанным режимам, ниже определенных температур, зависящих от состава образца (гистерезис вязкости). Кривые, полученные при охлаждении, имеют простую экспоненциальную форму, предсказываемую активационными теориями вязкого течения. По полученным температурным зависимостям построены изотермы кинематической вязкости, на которых отмечены максимумы вблизи стехиометрической концентрации CuAl_3 и состава Cu-30 ат. % Al . При этих же составах отмечены экстремумы на концентрационной зависимости энергии активации вязкого течения.

PACS: 66.20.+d; 83.85.Hf

ВВЕДЕНИЕ

Сплавы меди с алюминием (алюминиевые бронзы) и алюминия с медью (дуралюмины) находят широкое применение в различных областях техники. Их физические свойства (электро- и теплопроводность, механические свойства, коррозионная стойкость и т.д.) в основном определяются соотношением концентраций основных компонентов. Однако существенное влияние на эти характеристики оказывает и технология производства изделий, в частности температурный режим плавки и разлива. Известно, что многие алюминиевые сплавы в течение длительного времени после расплавления компонентов могут существовать в неравновесных или метастабильных микрогетерогенных состояниях, для разрушения которых необходим перегрев над ликвидусом до температур, характерных для каждой системы, или иное энергетическое воздействие [1]. В результате этого воздействия расплав необратимо переходит в термодинамически устойчивое состояние гомогенного раствора, которое сохраняется при последующем охлаждении вплоть до температуры ликвидус: происходит процесс необратимой гомогенизации расплава. Опыты показывают, что гомогенизация расплава существенно изменяет кинетику его кристаллизации, что в свою очередь ведет к модифицированию структуры формирующегося слитка или отливки. Температуру перегрева, необходимого для разрушения микрогетерогенного состояния, можно определить по положению точки ветвления температурных зависимостей какого-либо свойства распла-

ва, полученных в ходе нагрева после расплавления компонентов и последующего охлаждения [2]. Одним из таких свойств является кинематическая вязкость ν . Наряду с указанным технологическим значением вискозиметрических измерений можно отметить их важность для анализа строения и атомных взаимодействий в исследуемой жидкости.

Ранее измерения кинематической вязкости медно-алюминиевых сплавов проводились лишь в концентрационных интервалах приблизительно до 20 ат. % одного из компонентов. Наименее изучены расплавы на медной основе. В единственной известной авторам работе [3] Чурсин получил значения кинематической вязкости сплавов с содержанием алюминия 5, 9, 13, 17, 21, 24 и 28 ат. % лишь для двух температур: 1100°C и 1200°C .

Вязкость сплавов Cu-Al , богатых алюминием, исследована более подробно. Тем не менее в качестве наиболее надежных данных о температурных зависимостях вязкости медно-алюминиевых расплавов в сравнительно недавнем обзоре Ганесана и др. [4] все еще приводятся результаты Гебхардта [5] и Королькова [6] полувекковой давности, а по поводу концентрационной зависимости указывается только, что при добавлении меди к жидкому алюминию его вязкость возрастает. Ни в одной из перечисленных работ не проводилось измерений в режимах нагрева и последующего охлаждения образца, поэтому никакого упоминания о возможных структурных перестройках расплавов не содержится.

По-видимому, наиболее точные измерения были выполнены Замятиним [7], который измерил зависимости $v(t)$ в интервале температур между ликвидусом и 1100°C для сплавов с содержанием меди до 22 ат. %, причем именно в режимах нагрева и последующего охлаждения. Им обнаружены весьма нетривиальные особенности на кривых $v(t)$, свидетельствующие о возможности обратимых или необратимых (в зависимости от содержания меди) структурных перестроек в исследуемых расплавах. Однако систематического вискозиметрического исследования расплавов медь–алюминий во всем интервале составов от 0 до 100%, насколько известно авторам, ранее не проводилось.

Таким образом, в данной работе измерены температурные зависимости кинематической вязкости расплавов Cu–Al, содержащих от 0 до 100% второго компонента в режиме нагрева и последующего охлаждения образцов между ликвидусом и $t = 1150\text{--}1450^\circ\text{C}$.

МЕТОДИКА ИЗМЕРЕНИЯ

Для измерения кинематической вязкости был использован метод, основанный на фиксировании периода и декремента затухания крутильных колебаний цилиндрического тигля с исследуемой жидкостью. Значения кинематической вязкости рассчитывали по формуле, полученной Швидковским [8] в результате решения внутренней гидродинамической задачи для слабвязких жидкостей, к которым относятся жидкие металлы и большинство жидких сплавов:

$$v = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K}{MR} \right)^2 \frac{[\delta - (\delta_0/\tau_0)\tau]^2}{\tau\sigma^2}. \quad (1)$$

Здесь M , R – масса расплава и радиус тигля; K – момент инерции подвесной системы; δ , τ – декремент затухания и период колебаний системы с расплавом; δ_0 , τ_0 – то же для пустой системы; σ – величина, учитывающая передачу импульса от дна тигля, значения которой определялись методом последовательных приближений.

Измерения проводили на установке, принципиальная схема которой приведена в [1]. Для повышения чувствительности вискозиметра были оптимизированы параметры его подвесной системы: использовались тигли из оксида бериллия с

внутренним радиусом 8.5 мм, масса образца лежала в пределах от 30 до 60 г, момент инерции подвесной системы – 8.58×10^{-6} кг м², диаметр нихромовой нити – 0.24 мм и период колебаний – около 3.5 с. Вышеуказанные физические и геометрические параметры подвесной системы обеспечивали выполнимость условий, в рамках которых была получена формула (1):

$$H \geq 1.85R,$$

$$y = \frac{2\pi R^2}{\tau v} \geq 100,$$

где H – высота образца.

Определение вязкости представляет собой процесс косвенных измерений, и вязкость вычисляется как функция ряда непосредственно измеряемых величин. Уравнение Швидковского (1) устанавливает сложную зависимость кинематической вязкости v от различных параметров, определяемых в эксперименте: $v = f(K, M, R, \sigma, \delta, \delta_0, \tau, \tau_0)$. Выражение для расчета относительной погрешности измерений кинематической вязкости имеет вид

$$\begin{aligned} \left(\frac{\Delta_v}{v} \right)^2 = & \left(\frac{2\Delta_K}{K} \right)^2 + \left(\frac{2\Delta_M}{M} \right)^2 + \left(\frac{2\Delta_R}{R} \right)^2 + \left(\frac{2\Delta_\sigma}{\sigma} \right)^2 + \\ & + \left(\frac{2\Delta_\delta}{\delta - \frac{\tau}{\tau_0}\delta_0} \right)^2 + \left(\frac{2\Delta_{\delta_0}}{\frac{\tau}{\tau_0}(\delta - \frac{\tau}{\tau_0}\delta_0)} \right)^2 + \\ & + \left(\frac{\delta^2 \Delta_\tau}{\left(\delta - \frac{\tau}{\tau_0}\delta_0 \right)^2 \tau} \right)^2 + \left(\frac{\tau \delta^2 \Delta_{\tau_0}}{\left(\delta - \frac{\tau}{\tau_0}\delta_0 \right)^2 \tau \tau_0} \right)^2, \end{aligned}$$

где символом Δ обозначены погрешности измерений соответствующих величин, учитывающие их систематическую и случайную составляющие. Декремент затухания колебаний пустой системы δ_0 много меньше аналогичной характеристики для системы с расплавом δ , а периоды их колебаний (τ и τ_0) близки между собой. Учитывая этот факт, членом $(\tau\delta_0/\tau_0)$ при вычислении погрешности пренебрегали. В итоге относительную погрешность косвенных измерений кинематической вязкости находили по формуле

$$\frac{\Delta_v}{v} = \sqrt{\left(\frac{2\Delta_K}{K} \right)^2 + \left(\frac{2\Delta_M}{M} \right)^2 + \left(\frac{2\Delta_R}{R} \right)^2 + \left(\frac{2\Delta_\sigma}{\sigma} \right)^2 + \left(\frac{2\Delta_\delta}{\delta} \right)^2 + \left(\frac{2\Delta_\tau}{\tau} \right)^2}.$$

Погрешность определения момента инерции Δ_K/K рассчитывали по методике, изложенной в

работе [9]. При доверительной вероятности $p = 0.95$ она не превышает 0.9%. Относительные

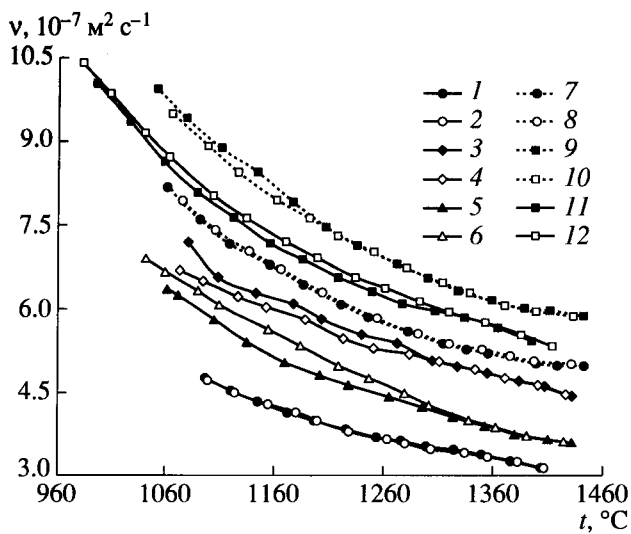


Рис. 1. Зависимость от температуры кинематической вязкости расплавов системы Cu–Al, богатых медью: 1 – 100 ат. % Cu, 2 – 100, 3 – 90 (для удобства читателя кривая смещена вверх на $0.5 \times 10^{-7} \text{ м}^2 \text{ с}^{-1}$), 4 – 90 (смещение на 0.5×10^{-7}), 5 – 82 (0), 6 – 82 (0), 7 – 75 (0.8×10^{-7}), 8 – 75 (0.8×10^{-7}), 9 – 70 (1.8×10^{-7}), 10 – 70 (1.8×10^{-7}), 11 – 60 (1.3×10^{-7}), 12 – 60 (1.3×10^{-7}). Нечетные обозначения – нагрев, четные – охлаждение.

погрешности прямых измерений массы образца Δ_M/M и периода колебаний подвесной системы Δ_T/T составляли 0.005% и 0.05% соответственно. Погрешности определения радиуса тигля Δ_R/R (0.15%) и коэффициента σ (0.6%) рассчитывали по методике, приведенной в [10].

Наибольший вклад в погрешность измерения кинематической вязкости вносит погрешность определения декремента затухания колебаний. Для повышения точности его определения авторами использована оригинальная система регистрации амплитуды. Колебания луча света, отраженного от зеркала подвесной системы на прозрачную линейку, фиксировали с помощью видеокамеры. Затем, после компьютерной обработки видеоизображения, методом наименьших квадратов аппроксимировали линейной функцией зависимость логарифма амплитуды от номера колебания. Декремент пропорционален угловому коэффициенту этой функции. Погрешность его определения рассчитывали по стандартной формуле метода наименьших квадратов. Для различных образцов и температур она лежит в пределах от 1 до 2%.

Таким образом, общая относительная погрешность определения кинематической вязкости при $p = 0.95$ не превышает 2.5%.

Для анализа достоверности различных аномалий на температурных зависимостях вязкости значение имеет только случайная составляющая

погрешности. В нашем случае она очень близка к погрешности определения декремента затухания колебаний, т.е. при $p = 0.95$ она не превышает 2%.

Первичная выплавка образцов проводилась либо в открытой (при концентрациях алюминия 50, 60, 67.8, 75, 82.9 и 90 ат. %), либо в вакуумной (остальные образцы) печах сопротивления. С целью удаления оксидной пленки с поверхности образцов перед началом измерений они переплавлялись в вакууме порядка 10^{-1} Па при 1100°C . Измерения вязкости образцов, содержащих 50 и более ат. % Al, проводились также в вакууме с шагом по температуре 30°C и изотермическими выдержками в течение 15–20 мин в каждой точке в ходе нагрева до 1100°C и последующего охлаждения. Исследование сплавов, богатых медью, потребовало расширения температурного интервала измерений до $1250\text{--}1450^\circ\text{C}$. Однако при температурах выше 1200°C в вакууме отмечалось интенсивное испарение алюминия. Поэтому при работе с этими сплавами измерения проводили при небольшом избыточном давлении высокоочищенного гелия, который напускали в установку после ее вакуумирования. Отметим, что в этом случае при $t > 1250^\circ\text{C}$ отмечалось закономерное увеличение разброса фиксируемых значений декремента затухания колебаний с ростом температуры, достигающее 4–5%. Авторы связывают этот эффект с развитием конвективных газовых потоков, возмущающих критильные колебания подвесной системы.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИЗМЕРЕНИЯ

Температурные зависимости кинематической вязкости, полученные в ходе нагрева и последующего охлаждения образцов, представлены на рис. 1 и 2.

При их анализе прежде всего обращает внимание несовпадение кривых $v(t)$, соответствующих режимам нагрева и охлаждения (гистерезис вязкости) для всех образцов, за исключением жидкой меди и сплава стехиометрического состава Cu_3Al . Их расхождение для некоторых составов выражено очень ярко, для других – менее отчетливо, но во всех указанных случаях оно существенно превышает погрешность измерений. С увеличением концентрации алюминия положение точки ветвления постепенно смещается с 1300°C к $950\text{--}980^\circ\text{C}$. В большинстве случаев кривая нагрева имеет довольно сложную форму, в то время как кривая охлаждения близка к простой экспоненте, описываемой уравнением Аррениуса. Для жидкого алюминия и сплавов, содержащих 90 и 82.9 ат. % алюминия, гистерезис вязкости имеет специфический вид, впервые отмеченный Замятинным [7, 10]. В этом случае на кривой нагрева отмечается довольно резкое уменьшение вязкости вблизи 950°C , но при последующем охлаждении после ветвления при этой же темпе-

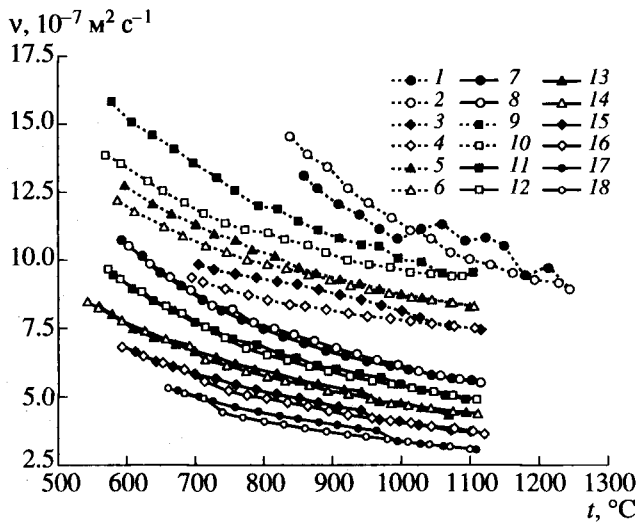


Рис. 2. Зависимость от температуры кинематической вязкости расплавов системы Cu-Al, богатых алюминием: 1 – 50 ат. % Al (для удобства читателя кривая смещена вверх на $3.7 \times 10^{-7} \text{ м}^2 \text{ с}^{-1}$), 2 – 50 (смещение на 3.7×10^{-7}), 3 – 60 (3.0×10^{-7}), 4 – 60 (3.0×10^{-7}), 5 – 67.8 (4.2×10^{-7}), 6 – 67.8 (4.2×10^{-7}), 7 – 73 (1.8×10^{-7}), 8 – 73 (1.8×10^{-7}), 9 – 75 (3.5×10^{-7}), 10 – 75 (3.5×10^{-7}), 11 – 78 (1.5×10^{-7}), 12 – 78 (1.5×10^{-7}), 13 – 82.9 (0.8×10^{-7}), 14 – 82.9 (0.8×10^{-7}), 15 – 90 (0.5×10^{-7}), 16 – 90 (0.5×10^{-7}), 17 – 100 (0), 18 – 100 (0). Нечетные обозначения – нагрев, четные – охлаждение.

ратуре расхождение политерм отмечается лишь до 700°C. Затем вязкость резко возрастает до исходных значений и в дальнейшем кривая охлаждения совпадает с начальным участком кривой нагрева (замкнутый гистерезис).

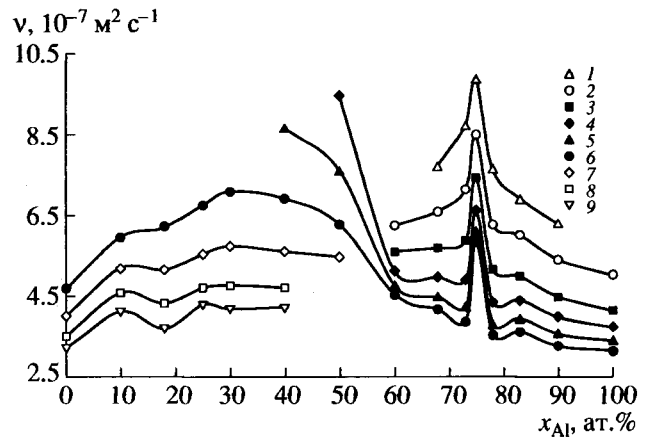


Рис. 3. Изотермы кинематической вязкости расплавов системы Cu-Al: 1 – 600°C, 2 – 700, 3 – 800, 4 – 900, 5 – 1000, 6 – 1100, 7 – 1200, 8 – 1300, 9 – 1400.

В предположении, что величины, полученные при охлаждении, соответствуют термодинамически устойчивому равновесному состоянию расплава, путем квадратичной интерполяции были рассчитаны значения кинематической вязкости исследованных образцов при фиксированных температурах (см. табл. 1), а также построены изотермы вязкости системы Cu-Al, приведенные на рис. 3. Обращают внимание пологий максимум ν вблизи состава Cu-30 ат. % Al и более острый максимум вблизи стехиометрического состава CuAl_3 . Ранее авторы работ [11, 12] отмечали максимум на изотермах вязкости для состава, соответствующего соединению Cu_3Al . Экстремум при составе CuAl_3 обнаружен нами впервые.

Таблица 1. Кинематическая вязкость расплавов Cu-Al при фиксированных значениях температуры, $10^{-7} \text{ м}^2 \text{ с}^{-1}$

x_{Al} , ат. %	600°C	700°C	800°C	900°C	1000°C	1100°C	1200°C	1300°C	1400°C
0	–	–	–	–	–	4.68	4.00	3.50	3.20
10	–	–	–	–	–	5.96	5.19	4.57	4.11
18	–	–	–	–	–	6.21	5.15	4.31	3.68
25	–	–	–	–	–	6.76	5.54	4.70	4.27
30	–	–	–	–	–	7.10	5.74	4.76	4.17
40	–	–	–	–	8.66	6.92	5.60	4.70	4.21
50	–	–	–	9.45	7.60	6.27	5.45	–	–
60	–	6.24	5.59	5.09	4.73	4.51	–	–	–
67.8	7.70	6.58	5.67	4.95	4.45	4.14	–	–	–
73	8.71	7.12	5.85	4.87	4.20	3.84	–	–	–
75	9.83	8.48	7.41	6.61	6.09	5.84	–	–	–
78	7.64	6.25	5.14	4.31	3.77	3.51	–	–	–
82.9	6.90	6.00	4.96	4.37	3.91	3.58	–	–	–
90	6.27	5.38	4.45	3.94	3.53	3.23	–	–	–
100	–	4.99	4.11	3.70	3.36	3.10	–	–	–

Таблица 2. Значения энергии активации вязкого течения E , погрешности ее аппроксимации ΔE и постоянной v_0 в формуле (2) для расплавов Cu–Al с различным содержанием алюминия

x_{Al} , ат. %	E	ΔE	$v_0, 10^{-7} \text{ м}^2 \text{ с}^{-1}$
	Дж моль $^{-1}$		
0	24600	500	0.54
10	23600	400	0.75
18	32600	400	0.35
25	29400	1000	0.51
30	34000	600	0.36
40	32800	300	0.39
50	25900	400	0.65
60	9270	130	1.98
67.8	12780	90	1.34
73	16880	190	0.87
75	10900	140	2.19
78	16150	150	0.83
82.9	13090	170	1.14
90	12800	200	1.05
100	11450	110	1.14

Температурные зависимости вязкости, полученные при охлаждении, аппроксимировали в соответствии с уравнением Аррениуса экспоненциальной зависимостью

$$v = v_0 \exp\left(\frac{E}{RT}\right), \quad (2)$$

где v_0 – постоянная исследуемого вещества, E – энергия активации вязкого течения, R – универ-

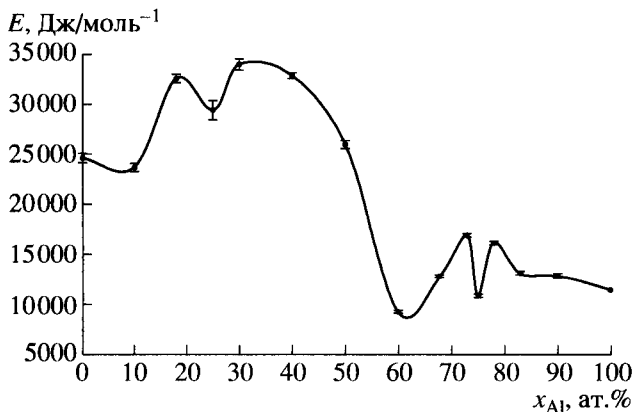


Рис. 4. Концентрационная зависимость энергии активации вязкого течения E расплавов системы Cu–Al. Отмечены границы погрешности аппроксимации температурных зависимостей экспоненциальной функцией (2).

сальная газовая постоянная, T – термодинамическая температура. В табл. 2 приведены параметры этих аппроксимаций, а на рис. 4 – концентрационная зависимость энергии активации вязкого течения. Для образцов, содержащих 82.9, 90 и 100 ат. % Al, приведены значения E , соответствующие высокотемпературному участку кривой охлаждения.

Наряду с экстремумами вблизи тех же составов CuAl_3 и Cu-30 ат. % Al отметим общую тенденцию к возрастанию энергии активации в 2–3 раза при переходе от сплавов на основе алюминия к сплавам, обогащенным медью.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Среди нетривиальных результатов измерений вязкости расплавов медь–алюминий можно выделить ветвление температурных зависимостей, полученных при нагреве и последующем охлаждении (гистерезис вязкости), а также экстремумы на изотермах вблизи указанных выше составов.

Следуя [1, 2], гистерезис вязкости большинства исследованных образцов авторы связывают с необратимым разрушением метастабильных микрогетерогенных состояний, унаследованных от гетерогенных шихтовых материалов, т.е. с упоминаемой во введении гомогенизацией расплава. В пользу такой трактовки говорит отсутствие данного эффекта в расплавах жидкой меди и в образцах стехиометрического состава Cu_3Al , которые имеют гомогенную кристаллическую структуру.

В сплавах, содержащих от 82.9 до 100 ат. % Al, форма кривых $v(t)$ очень напоминает соответствующие зависимости жидкого алюминия. Авторы [10] связывают такой ход зависимостей со структурным переходом алюминиевого расплава от низкотемпературной структуры ближнего порядка к высокотемпературной. Подтверждением данной гипотезы могут служить результаты рентгеноструктурного исследования [13, 14], в котором при 790°C отмечено смещение всех максимумов кривой рассеяния $I(Q)$ в сторону больших углов Q , исчезновение побочного максимума на первом пике и появление дополнительного максимума в области больших значений Q . В нашем случае аномалия при нагреве отмечается вблизи 950°C , однако данное различие температур перехода, согласно [10], может быть связано с различной чистотой исследуемого алюминия. Очевидно, обратный переход от высокотемпературной структуры ближнего порядка к низкотемпературной происходит с существенным переохлаждением, что и приводит к расхождению кривых вязкости в ограниченной области температур. Совпадение кривых $v(t)$ при нагреве и охлаждении вблизи ликвидуса для образцов, содержащих до 82.9 и 90 ат. % Al, может означать либо то, что для их необратимой

гомогенизации требуются перегревы, превышающие 1100°C , либо то, что при малых содержаниях “медной” фазы в микрогетерогенном расплаве эффект структурного перехода в “алюминиевой” фазе превалирует над эффектом его гомогенизации.

Как уже указывалось, ранее в [11, 12] отмечался экстремум на изотерме вязкости вблизи состава соединения Cu_3Al , который трактовался авторами как признак сохранения в жидкой фазе микрогруппировок разноименных атомов указанного состава. В данной работе максимум вязкости отмечен при 30 ат. % Al, т.е. при концентрации, близкой к γ_1 - и γ_2 -фазам (Cu_9Al_4), что позволяет уточнить состав этих атомных микрогруппировок в расплаве. Более интригующим является экстремум вблизи стехиометрического состава CuAl_3 , поскольку на диаграмме состояния при данной концентрации нет интерметаллидов. Единственной разумной гипотезой в данном случае представляется существование в расплаве атомных микрогруппировок указанного состава, обладающих высокой термической устойчивостью и играющих роль основных единиц вязкого течения.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Таким образом, в данной работе измерены температурные зависимости кинематической вязкости ν расплавов $\text{Cu}_{100-x}\text{Al}_x$ ($x = 0-100$ ат. %) в режиме нагрева от ликвидуса до $1100-1450^{\circ}\text{C}$ и последующего охлаждения. Обнаружено ветвление кривых $\nu(t)$, соответствующих указанным режимам, ниже определенных температур, зависящих от состава образца (гистерезис вязкости). Это явление авторы связывают с необратимым разрушением метастабильной микрогетерогенности расплавов, унаследованной от исходных кристаллических материалов. Кривые, полученные при охлаждении, имеют простую экспоненциальную форму, предсказываемую активационными теориями вязкого течения. По этим кривым построены изотермы кинематической вязкости, на которых отмечены максимумы вблизи стехиометрической концентрации CuAl_3 и состава Cu-30 ат. % Al. При этих же составах отмечены экстремумы на концентрационной зависимости энергии активации вязкого течения.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Brodova I.G., Popel P.S., Eskin G.I. Liquid Metal Processing: Applications to Aluminium Alloy Production. N.Y.: Taylor and Francis, 2002. 269 p.
2. Бродова И.Г., Попель П.С., Барбин Н.М., Ватолин Н.А. Исходные расплавы как основа формирования структуры и свойств алюминиевых сплавов. Екатеринбург: УрО РАН, 2005. 271 с.
3. Чурсин В.М. Свойства расплавов на основе меди // Науч. тр. Моск. ин-та стали и сплавов. 1980. Т. 123. С. 12.
4. Ganesan S., Speiser R., Poirier D.R. Viscosities of Aluminum-Rich Al-Cu Liquid Alloys // Metall. Trans. 1987. V. 18B. P. 421.
5. Gebhardt E., Becher M., Doner M. Density and Viscosity of Melts of Aluminum and Aluminum Alloys // Aluminium. 1955. V. 31. P. 315.
6. Корольков А.М. О связи между свойствами металлов и сплавов в твердом и жидком состояниях // Изв. АН СССР. Metallургия и топливо. 1961. № 3. С. 146.
7. Замятин В.М., Насыров Я.А., Классен Н.И. и др. Аномалии на политемах вязкости жидких сплавов системы алюминий–медь // ЖФХ. 1986. Т. 60. № 1. С. 243.
8. Швидковский Е.Г. Некоторые вопросы вязкости расплавленных металлов. М.: ГИТТЛ, 1955. 208 с.
9. Глазов В.М., Вобст М., Тимошенко В.И. Методы исследования свойств жидких металлов и полупроводников. М.: Metallургия, 1989. 384 с.
10. Базин Ю.А., Замятин В.М., Насыров Я.А., Емельянов А.В. О структурных превращениях в жидком алюминии // Изв. вузов. Черная металлургия. 1985. № 5. С. 28.
11. Jones W.R.D., Bartlett W.L. The Viscosity of Copper and Some Binary Copper Alloys // J. Inst. Metals. 1954. V. 83. P. 59.
12. Еретнов К.И., Любимов А.П. Вязкость жидких медных сплавов // Изв. вузов. Цветная металлургия. 1966. № 1. С. 119.
13. Ватолин Н.А., Пастухов Э.А. Дифракционные исследования строения высокотемпературных расплавов. М.: Наука, 1977. 189 с.
14. Ватолин Н.А., Пастухов Э.А., Сермягин В.Н. Влияние температуры на структуру жидкого алюминия // Докл. АН СССР. 1975. Т. 222. № 3. С. 641.