

УДК 532.13+546.73'27'28

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЯЗКОСТИ ЖИДКИХ СПЛАВОВ $\text{Co}_{81}(\text{V}, \text{Si})_{19}$

© 2022 г. А. Л. Бельтюков*, Н. В. Олянина, В. И. Ладьянов

ФГБУН “Удмуртский федеральный исследовательский центр Уральского отделения РАН”, Ижевск, Россия

*E-mail: albeltyukov@mail.ru

Поступила в редакцию 02.02.2021 г.

После доработки 23.06.2021 г.

Принята к публикации 28.09.2021 г.

Изучены температурные зависимости кинематической вязкости расплавов $\text{Co}_{81}\text{V}_x\text{Si}_{19-x}$ ($x = 0, 3, 7, 10, 13, 17, 19$ ат. %) в режимах нагрева и последующего охлаждения. Температурные зависимости вязкости имеют монотонный характер и хорошо описываются экспоненциальным уравнением Аррениуса. Построены концентрационные зависимости вязкости и энергии активации вязкого течения для квазибинарной системы $\text{Co}_{81}\text{V}_{19-x}\text{Co}_{81}\text{Si}_{19}$. В данной системе при замене атомов кремния атомами бора вязкость расплава изменяется слабо. Изотерма энергии активации вязкого течения близка к линейной функции.

DOI: 10.31857/S0040364422020028

ВВЕДЕНИЕ

Сплавы системы $\text{Co}-\text{V}-\text{Si}$ обладают высокой аморфизирующей способностью и являются основой для получения перспективных аморфных и нанокристаллических магнитомягких материалов [1, 2]. Относительно недавно на основе системы $\text{Co}-\text{V}-\text{Si}$ получены объемно-аморфные сплавы [3], что может существенно расширить область их применения. Одним из основных способов получения аморфных сплавов является сверхбыстрое охлаждение расплава. Между тем структурное состояние расплава перед закалкой может оказывать существенное влияние на его аморфизирующую способность и эксплуатационные свойства получаемых сплавов. В частности, образование в жидкой фазе атомных микрогруппировок со сложной структурой, нехарактерных для твердого состояния, приводит к повышению аморфизирующей способности расплава при его закалке [4]. При изучении особенностей структурного состояния расплавов и анализе межчастичного взаимодействия в них часто используются косвенные методы, основанные на измерении температурных и концентрационных зависимостей структурно-чувствительных свойств, к которым относится и вязкость [5–7]. Кроме этого, вязкость расплава является важным свойством с точки зрения технологии, в частности, данные по вязкости необходимы при моделировании и разработке процессов получения аморфных сплавов.

Расплавы бинарных систем $\text{Co}-\text{V}$ и $\text{Co}-\text{Si}$ характеризуются сильным взаимодействием между атомами разного сорта, о чем свидетельствуют высокие отрицательные интегральные энтальпии сплавообразования [8, 9], существенная компрес-

сия мольных объемов [10, 11], особенности на концентрационных зависимостях структурно-чувствительных свойств [12–14], а также результаты прямых дифракционных исследований структуры [15, 16]. Концентрационные зависимости вязкости расплавов бинарных систем $\text{Co}-\text{V}$ [17] и $\text{Co}-\text{Si}$ [18] имеют немонотонный вид с максимальными значениями при содержании бора 36–40% (здесь и далее содержание элементов в сплавах указано в ат. %) [17] и кремния – 30–38% [18]. В данных бинарных системах при содержании кобальта более 50% предполагается образование в расплаве атомных микрогруппировок, близких по составу к соединениям Co_2V и Co_2Si .

Вязкость расплавов тернарной системы $\text{Co}-\text{V}-\text{Si}$ изучена мало [19, 20], а имеющиеся экспериментальные данные – противоречивы. Авторы работы [19] исследовали температурные зависимости вязкости расплавов $\text{Co}-\text{V}-\text{Si}$ нескольких составов в процессе сплавления исходных компонентов и зафиксировали аномальное поведение поллитерм. В работе [20] были изучены температурные зависимости вязкости расплавов системы $\text{Co}-\text{V}-\text{Si}$ с содержанием кобальта 75%. При этом каких-либо особенностей на поллитермах вязкости обнаружено не было.

В настоящей работе проведены исследования вязкости расплавов тернарной системы $\text{Co}-\text{V}-\text{Si}$ с фиксированным содержанием кобальта – 81%, которое соответствует эвтектической концентрации в бинарной системе $\text{Co}-\text{V}$ [21]. Получены температурные зависимости вязкости жидких сплавов $\text{Co}_{81}\text{V}_x\text{Si}_{19-x}$ ($x = 0, 3, 7, 10, 13, 17, 19$) в режимах нагрева и последующего охлаждения и зависимость вязкости расплава от концентрации

при замене атомов бора атомами кремния (квази-бинарная система $\text{Co}_{81}\text{B}_{19}\text{--Co}_{81}\text{Si}_{19}$).

МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЙ

Образцы для измерения вязкости получались сплавлением лигатур $\text{Co}_{81}\text{B}_{19}$ и $\text{Co}_{81}\text{Si}_{19}$ в печи вискозиметра в защитной атмосфере гелия. Лигатуры выплавлялись в вакуумной печи сопротивления сплавлением кобальта с бором либо кремнием в корундовом тигле при давлении 10^{-2} Па и температуре 1550°C . Для выплавки лигатур использовались следующие исходные компоненты: порошок чистого кобальта (массовое содержание кобальта не менее 99.35%), монокристаллический кремний и порошок аморфного бора.

Вязкость определялась методом затухающих крутильных колебаний цилиндрического тигля с расплавом [22] на автоматизированной установке [23] с оптической системой регистрации параметров колебаний. Измерения проводились в защитной атмосфере гелия (объемная доля гелия $\geq 99.995\%$) в тиглях из Al_2O_3 . При постановке эксперимента учитывался опыт работы с расплавами бинарных систем Co--B [24] и Co--Si [25]. Для исключения влияния на получаемые результаты пленочных эффектов и явлений смачивания в эксперименте использовался тигель с крышкой, конструкция которого приведена в [20]. Крышка устанавливается внутрь тигля поверх исследуемого образца. Она может свободно двигаться относительно тигля только вдоль его вертикальной оси, компенсируя изменения объема расплава. При совершении крутильных колебаний крышка движется вместе с тиглем без проскальзываний. В ходе измерений крышка плотно прилегает к верхней границе расплава и выполняет роль второй торцевой поверхности трения. Кроме этого, наличие крышки препятствует образованию мениска на верхней границе расплава [26].

Перед измерениями вязкости образцы подвергались переplаву. Режим переplава заключался в перегреве расплава до 1680°C и последующем охлаждении до температуры на 100°C ниже температуры его затвердевания. При обеих температурах производилась изотермическая выдержка в течение 10 мин. Далее образец нагревался выше температуры плавления, и начинался цикл измерений. Данный режим переplава позволяет исключить влияние на результаты измерений вязкости необратимых процессов, обусловленных сплавлением исходных шихтовых материалов и взаимодействием расплава с материалом тигля [25].

Температурные зависимости вязкости измерялись в режиме нагрева от температуры ликвидуса до 1700°C и при последующем охлаждении до температуры начала его кристаллизации t_{Crys} с шагом $15\text{--}30^\circ\text{C}$. С целью достижения расплавом

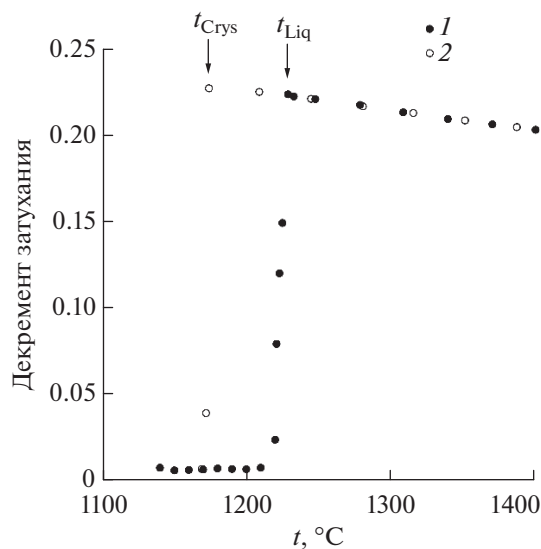


Рис. 1. Температурная зависимость декремента затухания крутильных колебаний тигля с образцом при его плавлении и кристаллизации: 1 — режим нагрева, 2 — охлаждения; t_{Liq} — температура окончания плавления сплава.

состояния равновесия перед измерениями при каждой температуре проводились изотермические выдержки не менее 10 мин. Температуры ликвидуса сплавов определялись по диаграмме состояния тернарной системы Co--B--Si [27] и контролировались в ходе вискозиметрического эксперимента по температурной зависимости декремента затухания крутильных колебаний тигля с образцом δ . Процесс плавления сплава сопровождается резким увеличением декремента затухания — на два порядка (рис. 1). При параметрах подвесной системы вискозиметра, соответствующих по Швидковскому [20] “слабовязкому” приближению ($\xi = R\sqrt{2\pi/\tau\nu} > 10$, где R — радиус образца, м; τ — период колебаний подвесной системы с расплавом, с; ν — кинематическая вязкость расплава, $\text{м}^2/\text{с}$) и реализованных в настоящей работе, увеличение температуры жидкого сплава сопровождается снижением значений δ в связи с уменьшением его вязкости. Нагрев сплава в двухфазной зоне между температурами солидуса и ликвидуса приводит к росту декремента, связанному с увеличением объемной доли жидкой фазы. Температура смены роста значений декремента на монотонное снижение в процессе нагрева (рис. 1) соответствует температуре ликвидуса сплава.

Методики расчета вязкости и погрешности эксперимента подробно изложены в [23, 28]. Необходимые при расчете вязкости значения плотности расплавов вычислялись по данным плотности жидких сплавов $\text{Co}_{81}\text{B}_{19}$ [14] и $\text{Co}_{81}\text{Si}_{19}$ [11] с учетом линейной зависимости плотности от концен-

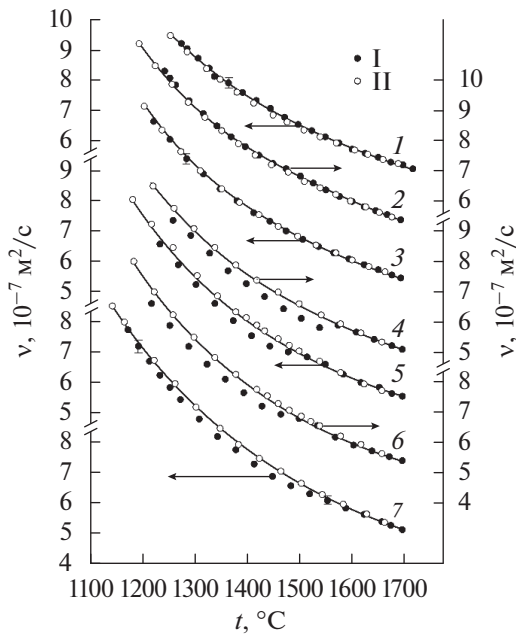


Рис. 2. Температурные зависимости кинематической вязкости жидких сплавов $\text{Co}_{81}\text{Si}_{19}$ (1), $\text{Co}_{81}\text{B}_3\text{Si}_{16}$ (2), $\text{Co}_{81}\text{B}_7\text{Si}_{12}$ (3), $\text{Co}_{81}\text{B}_{10}\text{Si}_9$ (4); $\text{Co}_{81}\text{B}_{13}\text{Si}_6$ (5), $\text{Co}_{81}\text{B}_{17}\text{Si}_2$ (6), $\text{Co}_{81}\text{B}_{19}$ (7): I – режим нагрева, II – охлаждения.

трации. Высота расплава в тигле определялась по известным значениям массы образца, плотности расплава и внутреннего радиуса тигля с учетом термического коэффициента расширения материала тигля, равного 9.0×10^{-6} град $^{-1}$ [29]. Общая относительная погрешность определения значений кинематической вязкости не превышает 4% при погрешности единичного эксперимента не более 2%.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Температурные зависимости кинематической вязкости исследованных расплавов представлены на рис. 2. На графиках приведена погрешность единичного эксперимента, равная 2%. Жидкие сплавы с содержанием бора менее 10% имеют монотонно убывающую зависимость вязкости от температуры без каких-либо особенностей. Политермы их вязкости, полученные в режимах нагрева и охлаждения, совпадают, т.е. гистерезис вязкости отсутствует. Для расплавов с содержанием бора 10% и более в данных условиях эксперимента на температурной зависимости декремента затухания крутильных колебаний тигля с расплавом и, соответственно, вычисленной вязкости в режиме нагрева наблюдается особенность в виде перегиба политермы с положительным гистерезисом значений при последующем охлаждении (рис. 2, кривые 4–7).

Особенности температурных зависимостей свойств металлических расплавов с последующим гистерезисом политерм отмечаются в литературе достаточно часто, например [30, 31]. Обычно эти явления авторы работ связывают с особенностями структурного состояния расплава и его изменениями при нагреве. Между тем экспериментальные данные с аномальным поведением свойств, получаемые разными авторами, зачастую весьма противоречивы. Для одних и тех же объектов наблюдаемые аномалии по данным разных авторов могут отличаться характером (скачки вниз либо вверх, излом, перегиб и др.), величиной изменения свойства, наличием либо отсутствием гистерезиса политерм, или аномалии вообще могут отсутствовать [32]. В связи с этим природа аномального поведения свойств остается дискуссионной и требует отдельного изучения применительно к каждому объекту.

Для выяснения природы особенностей политерм вязкости, приведенных на рис. 2 (кривые 4–7), проведены измерения вязкости жидкого сплава $\text{Co}_{81}\text{B}_{10}\text{Si}_9$ с повторением четырех–пяти циклов “нагрев–охлаждение” на одном образце. При циклировании измерения проводились в режиме нагрева от температуры плавления до 1700°C и последующего охлаждения до затвердевания образца. Далее образец охлаждался до заданной температуры, выдерживался 20–30 мин, нагревался до температуры плавления, и начинался новый цикл измерений. Первый цикл начинался нагревом образца от комнатной температуры. В последующих циклах минимальная температура, до которой охлаждался образец, варьировалась от комнатной до 1100°C (25, 700, 850, 1000, 1100°C).

На рис. 3 приведены характерные температурные зависимости вязкости расплава $\text{Co}_{81}\text{B}_{10}\text{Si}_9$, полученные при термоциклировании. Кривые 1–3 рис. 3 получены соответственно в первом, втором и пятом циклах измерений при термоциклировании одного образца с промежуточным охлаждением до комнатной температуры. Кривая 4 рис. 3 получена при втором цикле измерений на данном образце после предварительного охлаждения сплава до 1000°C. В результате термоциклирования было установлено, что аномалия в виде перегиба температурной зависимости вязкости наблюдается только на политермах, полученных в режиме нагрева образца от комнатной температуры (рис. 3, кривые 1, 2). При повторных циклах измерения в этих же условиях эксперимента аномалия может смещаться в область более высоких температур, а величина эффекта уменьшаться (рис. 3, кривая 2). Политермы вязкости, полученные в циклах измерений после охлаждения образца до температур 700–1100°C, имеют монотонный характер без каких-либо особенностей (рис. 3, кривая 4). После многократного термоциклирования образца (пя-

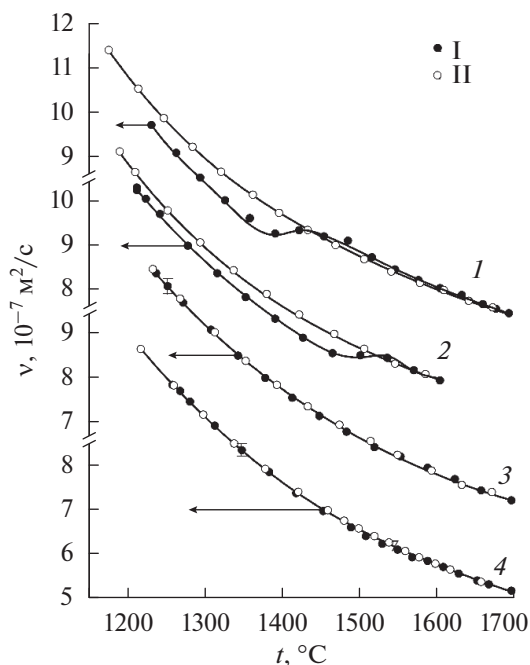


Рис. 3. Характерные зависимости вязкости жидкого сплава $\text{Co}_{81}\text{B}_{10}\text{Si}_9$ от температуры при термоциклировании: 1, 2, 3 — первый, второй и пятый циклы измерений на одном образце с его охлаждением между циклами до комнатной температуры; 4 — цикл измерений после охлаждения до 1000°C (для данного образца второй цикл измерений); I — режим нагрева, II — охлаждения.

тый цикл измерений) монотонная температурная зависимость вязкости получена и после охлаждения сплава до комнатной температуры (рис. 3, кривая 3). При термоциклировании все политермы вязкости, полученные в режиме охлаждения, имеют монотонный характер и совпадают между собой.

На рис. 4 приведены фотографии слитков сплавов после измерений вязкости с различным максимальным нагревом выше температуры ликвидуса. При получении слитков образец, находящийся

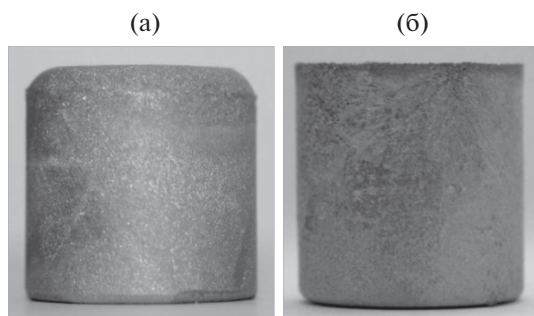


Рис. 4. Фотографии слитков, полученных охлаждением расплава от разных температур: (а) — максимальный нагрев расплава до 1380°C , (б) — до 1700°C .

ся в тигле с крышкой, нагревался от комнатной температуры до заданной с измерением вязкости выше температуры ликвидуса и далее охлаждался со скоростью $70\text{--}100$ град/мин. Первый слиток (рис. 4а) получен после нагрева расплава до температуры 1380°C (ниже температуры перегиба политермы вязкости), второй (рис. 4б) — до 1700°C (выше температуры перегиба политермы). На слитке, полученном в тигле с крышкой на верхней границе расплава после нагрева до температуры ниже температуры перегиба политермы, видна зона, не контактирующая со стенками тигля и крышки (рис. 4а). По-видимому, при небольшом перегреве выше температуры ликвидуса в результате плохого смачивания расплав не имеет контакта с боковой стенкой вблизи крышки и частично крышкой по ее периметру, образуя мениск в этой зоне. Слиток, полученный из расплава, нагретого выше температуры перегиба политермы вязкости, имеет цилиндрическую форму (рис. 4б), и следовательно, в данном эксперименте вся поверхность образца находилась в контакте со стенками тигля либо крышкой.

Математическая модель, на которой основан метод крутильных колебаний [22], предполагает придание жидкому образцу цилиндрической формы и отсутствие проскальзывания расплава в зоне его контакта со стенками тигля в процессе измерений. Неполный контакт поверхности расплава со стенками тигля приводит к занижению измеряемых значений декремента затухания и вычисляемой вязкости. Увеличение площади контакта будет сопровождаться ростом декремента затухания и вязкости. Следовательно, перегиб политерм вязкости, полученных в режиме нагрева (рис. 3, кривые 1, 2), можно объяснить увеличением площади контакта поверхности расплава со стенками тигля, которое сопровождается изменением формы образца (форма образца меняется с представленной на рис. 4а на изображенную на рис. 4б). При охлаждении расплава, нагретого выше температуры перегиба, контакт расплава с тиглем и крышкой и форма образца сохраняются вплоть до его затвердевания, что и приводит к гистерезису политерм вязкости. Если образец охладить существенно ниже температуры затвердевания, за счет разных коэффициентов теплового расширения материала тигля и сплава, слиток отрывается от стенок тигля (после эксперимента слиток свободно вынимается из тигля). При следующем нагреве в процессе плавления на верхней границе расплава вновь формируется мениск (форма образца соответствует рис. 4а) и на политерме вязкости наблюдается перегиб (рис. 3, кривая 2). При относительно небольшом охлаждении слитка ниже температуры затвердевания (до 200°C) и последующем нагреве контакт между поверхностью образца и стенкой тигля сохраняется. В этом случае температурная зависимость вязкости име-

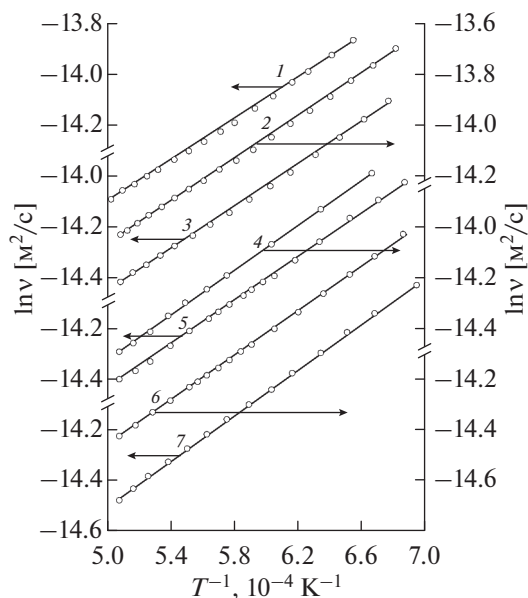


Рис. 5. Зависимости логарифма вязкости $\ln v$ от обратной абсолютной температуры T^{-1} жидких сплавов $\text{Co}_{81}\text{Si}_{19}$ (1), $\text{Co}_{81}\text{B}_3\text{Si}_{16}$ (2), $\text{Co}_{81}\text{B}_7\text{Si}_{12}$ (3), $\text{Co}_{81}\text{B}_{10}\text{Si}_9$ (4), $\text{Co}_{81}\text{B}_{13}\text{Si}_6$ (5), $\text{Co}_{81}\text{B}_{17}\text{Si}_2$ (6), $\text{Co}_{81}\text{B}_{19}$ (7), полученные в режиме охлаждения.

ет монотонный характер без особенностей (рис. 3, кривая 3). В подтверждение предлагаемого объяснения наблюдаемых на политермах вязкости особенностей свидетельствует уменьшение перегиба при увеличении веса крышки, наблюдаемое при изучении вязкости расплавов бинарной системы $\text{Co}-\text{B}$ [24, 33].

Таким образом, можно полагать, что перегиб температурной зависимости вязкости исследованных в данной работе жидких сплавов (рис. 2, кривые 4–7) является методическим эффектом (артефактом) вследствие увеличения площади зоны контакта расплава стенок тигля и крышки. При дальнейшем анализе политерм вязкости данный

эффект не рассматривается и используются температурные зависимости, полученные в режиме охлаждения.

Температурные зависимости кинематической вязкости жидких сплавов в исследованном температурном интервале хорошо описываются экспоненциальным уравнением Аррениуса

$$v = A \exp\left(\frac{E_v}{RT}\right),$$

где A – константа, R – универсальная газовая постоянная, T – абсолютная температура, E_v – энергия активации вязкого течения расплава. Это подтверждается линейной зависимостью логарифма вязкости $\ln v$ от обратной абсолютной температуры T^{-1} (рис. 5). Параметры уравнений A и E_v , аппроксимирующих политермы вязкости, приведены в таблице.

По политермам определены значения вязкости расплавов при фиксированных температурах и построены концентрационные зависимости кинематической вязкости расплавов системы $\text{Co}_{81}(\text{B}, \text{Si})_{19}$ с варьированием содержания кремния и бора (квазибинарная система $\text{Co}_{81}\text{B}_{19}-\text{Co}_{81}\text{Si}_{19}$) (рис. 6). Бинарные расплавы $\text{Co}_{81}\text{B}_{19}$ и $\text{Co}_{81}\text{Si}_{19}$ при одинаковых температурах имеют близкие значения вязкости. В тернарной системе $\text{Co}_{81}(\text{B}, \text{Si})_{19}$ при замене атомов кремния атомами бора значения вязкости расплава изменяются слабо. При повышении температуры расплава характер изотерм вязкости не меняется.

Концентрационная зависимость энергии активации вязкого течения расплава в квазибинарной системе $\text{Co}_{81}\text{B}_{19}-\text{Co}_{81}\text{Si}_{19}$ в пределах погрешности эксперимента описывается линейным уравнением (рис. 7).

Близкие к линейным концентрационные зависимости вязкости ранее были получены для расплавов квазибинарных срезов тернарной системы $\text{Fe}-\text{B}-\text{Si}$ [34, 35]. Согласно исследованиям структуры [36–38], в расплавах $\text{Fe}-\text{B}-\text{Si}$ реализуется химически микронеоднородное строение с об-

Параметры аппроксимирующих уравнений (A и E_v) политерм вязкости расплавов

Состав, ат. %	Температурный интервал, °C	A , 10^{-8} м ² /с	E_v , кДж/моль
$\text{Co}_{81}\text{Si}_{19}$	1255–1700	6.41	34.172
$\text{Co}_{81}\text{B}_3\text{Si}_{16}$	1210–1700	6.41	34.792
$\text{Co}_{81}\text{B}_7\text{Si}_{12}$	1215–1700	6.69	34.270
$\text{Co}_{81}\text{B}_{10}\text{Si}_9$	1240–1700	6.96	33.507
$\text{Co}_{81}\text{B}_{13}\text{Si}_6$	1230–1700	6.05	36.189
$\text{Co}_{81}\text{B}_{17}\text{Si}_2$	1210–1700	5.65	36.925
$\text{Co}_{81}\text{B}_{19}$	1135–1700	5.29	37.407

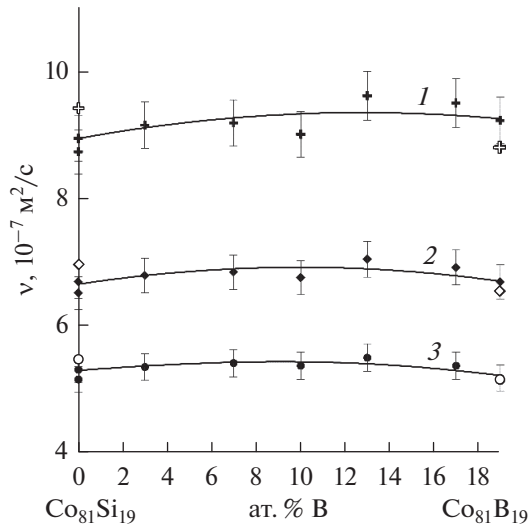


Рис. 6. Концентрационные зависимости кинематической вязкости расплавов системы $\text{Co}_{81}\text{B}_x\text{Si}_{(19-x)}$ при температурах 1300 (1), 1500 (2) и 1700°C (3); светлые символы – данные для расплавов $\text{Co}_{81}\text{B}_{19}$ [17] и $\text{Co}_{81}\text{Si}_{19}$ [18].

разованием атомных микрогруппировок с ближним упорядочением, характерным для расплавов бинарных систем Fe–B и Fe–Si. При этом в работе [37] отмечается сильное химическое взаимодействие в парах атомов Fe–B и Fe–Si и тенденция к взаимному отталкиванию между атомами Si и B.

По аналогии с системой Fe–B–Si в расплавах системы $\text{Co}_{81}(\text{B}, \text{Si})_{19}$, по-видимому, сохраняются прочные межатомные связи в парах атомов Co–Si и Co–B, между атомами бора и кремния связи не

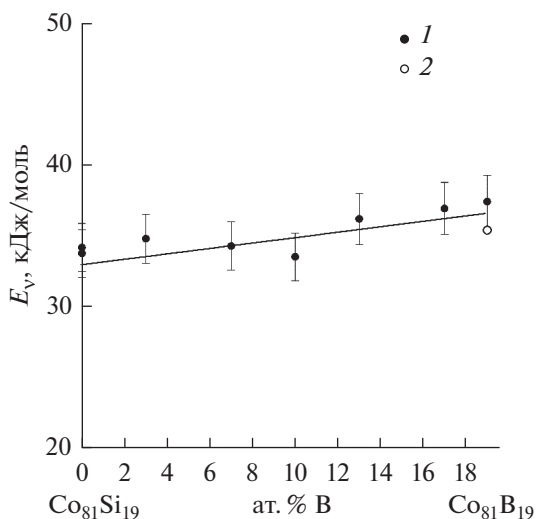


Рис. 7. Концентрационная зависимость энергии активации вязкого течения E_v : 1 – расплавов системы $\text{Co}_{81}\text{B}_x\text{Si}_{(19-x)}$, 2 – $\text{Co}_{81}\text{B}_{19}$ [17].

образуются. Учитывая микронеоднородное строение расплавов бинарных систем Co–B [15] и Co–Si [16], можно полагать, что в расплавах тернарной системы $\text{Co}_{81}(\text{B}, \text{Si})_{19}$ реализуется химически микронеоднородная структура, составляющими которой являются атомные микрогруппировки с ближним упорядочением, характерным для сплавов бинарных систем Co–Si и Co–B с содержанием легирующего элемента около 19%. Изменение концентраций бора и кремния при фиксированном содержании кобальта сопровождается изменением объемной доли микрогруппировок каждого типа.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В работе получены новые экспериментальные данные по вязкости расплавов $\text{Co}_{81}\text{B}_x\text{Si}_{19-x}$ ($x = 0, 3, 7, 10, 13, 17, 19$) в температурном интервале от ликвидуса до 1700°C. Температурные зависимости вязкости имеют монотонный характер и описываются экспоненциальным уравнением Аррениуса.

По температурным зависимостям определены значения вязкости при фиксированных температурах и энергии активации вязкого течения расплавов и построены их концентрационные зависимости для квазибинарного среза $\text{Co}_{81}\text{Si}_{19}$ – $\text{Co}_{81}\text{B}_{19}$. Бинарные расплавы $\text{Co}_{81}\text{B}_{19}$ и $\text{Co}_{81}\text{Si}_{19}$ при одинаковых температурах имеют близкие значения вязкости. В системе $\text{Co}_{81}(\text{B}, \text{Si})_{19}$ при замене атомов кремния атомами бора значения вязкости расплава изменяются слабо. С повышением температуры расплава вид изотерм вязкости не изменяется. Концентрационная зависимость энергии активации вязкого течения расплава квазибинарной системы $\text{Co}_{81}\text{Si}_{19}$ – $\text{Co}_{81}\text{B}_{19}$ близка к линейной функции. Слабая зависимость вязкости и энергии активации вязкого течения от концентрации объясняется тем, что в тернарных расплавах $\text{Co}_{81}(\text{B}, \text{Si})_{19}$ сохраняются прочные межатомные связи в парах атомов Co–Si и Co–B, между атомами бора и кремния связи не образуются. По-видимому, в расплавах $\text{Co}_{81}(\text{B}, \text{Si})_{19}$ реализуется химически микронеоднородная структура, составляющими которой являются атомные микрогруппировки с ближним упорядочением, характерным для сплавов бинарных систем Co–Si и Co–B с содержанием легирующего элемента около 19%.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Bormio-Nunes C., Nunes C.A., Coelho A.A., Sodero Toledo Faria M.I., Suzuki P.A., Coelho G.C. Magnetization Studies of Binary and Ternary Co-rich Phases of the Co–Si–B System // J. Alloys Compd. 2010. V. 508. № 1. P. 5.
2. Yarmoshchuk Y.I., Nakonechna O.I., Semenko M.P., Zakharenko M.I. Magnetic and Transport Properties of

- Co–Si–B Metallic Glasses with Complex Dopants // *J. Magn. Mater.* 2014. V. 367. P. 15.
3. *Zhu C.L., Wang Q., Wang Y.M., Qiang J.B., Dong C.* Co–B–Si–Ta Bulk Metallic Glasses Designed Using Cluster Line and Alloying // *J. Alloys Compd.* 2010. V. 504. Suppl. 1. P. S34.
 4. *Sterkhova I.V., Lad'yanov V.I., Kamaeva L.V., Umnova N.V., Umnov P.P.* On the Tendency of the Co-, Ni-, and Fe-Based Melts to the Bulk Amorphization // *Metall. Mater. Trans. A.* 2016. V. 47. № 11. P. 5487.
 5. *Mudry S., Korolyshyn A., Vus V., Yakymovych A.* Viscosity and Structure of Liquid Cu–In Alloys // *J. Mol. Liq.* 2013. V. 179. P. 94.
 6. *Стерхова И.В., Камаева Л.В., Ладьянов В.И.* Исследование вязкости расплавов Fe–Cr в области от 2 до 40 ат. % хрома // *ТВТ.* 2014. Т. 52. № 6. С. 836.
 7. *Константинова Н.Ю., Попель П.С., Ягодин Д.А.* Кинематическая вязкость жидких сплавов медь–алюминий // *ТВТ.* 2009. Т. 47. № 3. С. 354.
 8. *Witusiewicz V.T.* Thermodynamic Properties of Liquid Alloys of 3d Transition Metals with Metalloids (Silicon, Carbon, and Boron) // *J. Alloys Compd.* 1994. V. 203. P. 103.
 9. *Zhang L., Du Y., Xu H., Pan Z.* Experimental Investigation and Thermodynamic Description of the Co–Si System // *CALPHAD: Comput. Coupling Phase Diagrams Thermochem.* 2006. V. 30. № 4. P. 470.
 10. *Novakovic R., Giuranno D., Caccia M., Amore S., Nowak R., Sobczak N., Narciso J., Ricci E.* Thermodynamic, Surface, and Structural Properties of Liquid Co–Si Alloys // *J. Mol. Liq.* 2016. V. 221. P. 346.
 11. *Гельд П.В., Гертман Ю.М.* Плотности жидких сплавов кремния с кобальтом и никелем // *ФММ.* 1961. Т. 12. № 1. С. 47.
 12. *Ishida K., Ohno S., Okada T.* Magnetic Properties of Liquid 3d Transition Metal–Si Alloys // *J. Non-Cryst. Solids.* 2007. V. 353. № 32–40. P. 3089.
 13. *Баум Б.А., Тягунов Г.В.* Электросопротивление сплавов кобальта с кремнием // *Изв. вузов. Физика.* 1969. № 7. С. 151.
 14. *Штернер С.Р., Довгопол С.П.* Плотность, электро-сопротивление и ближний порядок расплавов Co–В и Ni–В // *Укр. физ. журн.* 1983. Т. 28. № 6. С. 858.
 15. *Мудрый С.И.* Структура расплавов системы Co–В // *Неорг. материалы.* 1998. Т. 34. № 1. С. 43.
 16. *Казмиров В.П., Роик А.С., Сокольский В.Э.* Особенности структуры расплавов Co–Si, Co–Ge, Co–Sn // *Расплавы.* 2008. № 1. С. 13.
 17. *Олянина Н.В., Бельтюков А.Л., Ладьянов В.И.* Вязкость расплавов системы Co–В // *Расплавы.* 2016. № 2. С. 165.
 18. *Бельтюков А.Л., Олянина Н.В., Ладьянов В.И.* Температурные и концентрационные зависимости вязкости расплавов Co–Si // *ТВТ.* 2019. Т. 57. № 1. С. 47.
 19. *Конашков В.В., Цепелев В.С., Тягунов Г.В., Баум Б.А., Шмакова К.Ю., Барышев Е.Е.* Вязкость аморфизирующихся расплавов на основе кобальта // *Расплавы.* 2004. № 5. С. 78.
 20. *Belyukov A., Olyanina N., Ladiyanov V.* The Viscosity of Liquid Co–Si–B Alloys // *J. Mol. Liq.* 2019. V. 281. P. 204.
 21. *Okamoto H.* B–Co (Boron–Cobalt) // *J. Phase Equilib.* 2003. V. 24. № 4. P. 376.
 22. *Швидковский Е.Г.* Некоторые вопросы вязкости расплавленных металлов. М.: ГИТТЛ, 1955. 208 с.
 23. *Бельтюков А.Л., Ладьянов В.И.* Автоматизированная установка для определения кинематической вязкости металлических расплавов // *ПТЭ.* 2008. № 2. С. 155.
 24. *Бельтюков А.Л., Олянина Н.В., Ладьянов В.И.* Особенности измерения вязкости металлических расплавов методом крутильных колебаний // *Расплавы.* 2016. № 2. С. 176.
 25. *Бельтюков А.Л., Олянина Н.В., Ладьянов В.И.* Особенности измерения вязкости жидких сплавов Co–Si // *Расплавы.* 2017. № 6. С. 470.
 26. *Nunes V.M.B., Lourenco M.J.V., Santos F.J.V., Nieto de Castro C.A.* The Meniscus Effect in Viscosity Determinations by the Oscillating-cup Method // *High Temp.–High Press.* 2003–2004. V. 35–36. № 1. P. 75.
 27. *Omori S., Hashimoto Ya.* Partial Phase Diagram of the Ternary System Co–B–Si in the Co-rich Region // *Trans. Jpn. Inst. Met.* 1977. V. 18. № 4. P. 347.
 28. *Bel'tyukov A.L., Menshikova S.G., Lad'yanov V.I.* The Viscosity of Binary Al–Fe Melts in the Al-rich Area // *J. Non-Cryst. Solids.* 2015. V. 410. P. 1.
 29. *Кржижановский Р.Е., Штерн З.Ю.* Теплофизические свойства неметаллических материалов (окислы). Л.: Энергия, 1973. 336 с.
 30. *Попель П.С., Сидоров В.Е., Бродова И.Г., Кальво-Дальборг М., Дальборг У.* Влияние термической обработки исходного расплава на структуру и свойства кристаллических слитков или отливок // *Расплавы.* 2020. № 1. С. 3.
 31. *He Y., Li J., Li L., Wang J., Yildiz E., Beaunon E.* Composition Dependent Characteristic Transition Temperatures of Co–B Melts // *J. Non-Cryst. Solids.* 2019. V. 522. P. 119583.
 32. *Бельтюков А.Л., Гончаров О.Ю., Ладьянов В.И.* Особенности политерм вязкости расплавов Fe–В // *ЖФХ.* 2017. Т. 91. № 10. С. 1706.
 33. *Олянина Н.В., Бельтюков А.Л., Ладьянов В.И.* О вязкости жидких сплавов кобальта с бором и кремнием // *Хим. физика и мезоскопия.* 2019. Т. 21. № 1. С. 55.
 34. *Bel'tyukov A.L., Lad'yanov V.I., Shishmarin A.I., Menshikova S.G.* Viscosity of Liquid Amorphizing Alloy of Iron with Boron and Silicon // *J. Non-Cryst. Solids.* 2014. V. 401. P. 245.
 35. *Бельтюков А.Л., Шишмарин А.И., Ладьянов В.И.* Вязкость расплавов Fe₉₀B_xSi_(10-x) // *ТВТ.* 2015. Т. 53. № 2. С. 315.
 36. *Слуховский О.И., Христенко Т.М., Лепеева Ю.В., Маслов В.В., Носенко В.К., Ильинский А.Г., Шпак А.П.* Атомное строение сплавов системы Fe–Si–В в жидком состоянии // *Металлофизика и новейшие технологии.* 2008. Т. 30. № 7. С. 971.
 37. *Qin J.Y., Gu T.K., Yang L., Bian X.F.* Study on the Structural Relationship between the Liquid and Amorphous Fe₇₈Si₉B₁₃ Alloys by *ab initio* Molecular Dynamics Simulation // *Appl. Phys. Lett.* 2007. V. 90. № 20. 201909.
 38. *Dong B.S., Zhou S.X., Qin J.Y., Pan S.P., Li Z.B.* The Influence of Clusters in the Melt of Fe₈₀Si₁₀B₁₀ Alloy on the Subsequent Glass-formation // *Prog. Nat. Sci.: Mater. Int.* 2013. V. 23. № 2. P. 216.