

УДК 536.4:541.1

ВЯЗКОУПРУГИЕ И КВАЗИТВЕРДОТЕЛЬНЫЕ СВОЙСТВА Ni-СОДЕРЖАЩИХ БИНАРНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ РАСПЛАВОВ

© 2021 г. Р. М. Хуснутдинов^{1, 2, *}, Р. Р. Хайруллина¹,
А. Л. Бельтюков^{1, 2}, В. И. Ладьянов², А. В. Мокшин^{1, 2, **}

¹Казанский (Приволжский) федеральный университет, г. Казань, Россия

²Удмуртский федеральный исследовательский центр УрО РАН, г. Ижевск, Россия

*E-mail: khm@mail.ru

**E-mail: anatolii.mokshin@mail.ru

Поступила в редакцию 03.09.2020 г.

После доработки 03.09.2020 г.

Принята к публикации 19.05.2021 г.

В работе исследуются вязкоупругие и квазитвердотельные свойства никельсодержащих бинарных металлических расплавов в широкой области температур, включая область равновесной жидкой фазы и переохлажденного расплава. Проводится сопоставление результатов экспериментальных измерений по вискозиметрии и результатов моделирования атомарной динамики с целью уточнения данных по вязкости, а также по выявлению особенностей квазитвердотельного поведения в различных никельсодержащих металлических расплавах. Результаты моделирования для концентрационных и температурных зависимостей вязкости находятся в хорошем согласии с экспериментальными данными. Установлено, что значительный рост вязкости наблюдается при концентрациях никеля $x_{Ni} = 60\text{--}80\%$ и $30\text{--}50\%$ для расплавов $Al_{(100-x)}Ni_x$ и $Fe_{(100-x)}Ni_x$ соответственно. Кроме того, в области низких значений концентраций ($x_{Ni} \sim 5\%$) наблюдаются выраженные особенности как в сдвиговой, так и в кинематической вязкости для железоникелевых расплавов. Детальный анализ упругих свойств выполнен на основе численных расчетов модулей всестороннего сжатия и сдвига, коэффициента Пуассона и модуля Юнга. Показано, что при изменении концентрации никеля в системах $Fe_{(100-x)}Ni_x$ и $Al_{(100-x)}Ni_x$ модули упругости изменяются в два и три раза соответственно. Рассчитанные значения концентрационных зависимостей продольной и поперечной скоростей звука обнаруживают корреляцию с вязкостью. Установлено, что при концентрациях $x_{Ni} \leq 60\%$ расплавы $Fe_{(100-x)}Ni_x$ характеризуются более выраженными твердотельноподобными свойствами по сравнению с расплавами $Al_{(100-x)}Ni_x$.

DOI: 10.31857/S0040364421050094

ВВЕДЕНИЕ

Никельсодержащие бинарные металлические системы, такие как алюминий-никелевые и железоникелевые сплавы, из-за своих уникальных физико-механических свойств широко применяются в машиностроении и авиапромышленности [1]. Сплав Al–Ni является базовой системой для технологически важных суперсплавов, которые широко используются в качестве высокотемпературных материалов (например, для лопаток турбин в авиационных двигателях). Аморфные и наноструктурированные сплавы на основе Al–Ni характеризуются механическими свойствами, соотносимыми с микротвердостью и износостойкостью [2]. Сплавы на основе никеля также обладают превосходными антикоррозионными свойствами. Изделия из таких сплавов в основном оказываются востребованными в нефтегазовой и энергетической промышленности.

Бинарные железоникелевые сплавы двух ферромагнитных элементов – железа (с магнитным мо-

ментом $\mu = 2.2\mu_B$ и температурой Кюри $T_C = 1044$ K, где μ_B – магнетон Бора) и никеля ($\mu = 0.64\mu_B$, $T_C = 624$ K), демонстрируют уникальные прочностные, физико-механические и магнитные свойства на всем интервале концентраций. Так, например, аморфные металлические сплавы на основе железа и никеля являются хорошими магнитомягкими материалами [3]. Основной структурной составляющей таких сплавов является интерметаллидное соединение $FeNi_3$ [4]. Эффект от введения никеля в основную структуру сплава проявляется в том, что в таком сплаве увеличивается термическая прочность. Данные сплавы используются в деталях, длительно работающих в агрессивных средах. Они обладают повышенной механической прочностью и стойкостью при высоких температурах и внешних механических нагрузках.

Для разработки материалов с заданными характеристиками очень важно знать структурные особенности и физико-химические свойства расплавленных систем до затвердевания. Важной фи-

зической характеристикой любой жидкости является ее вязкость, которая может быть определена непосредственно в экспериментах и достаточно корректно рассчитана с помощью моделирования молекулярной динамики [5]. Вязкость – это одна из важнейших характеристик, определяющая релаксационные особенности, теплофизические и транспортные свойства вещества, она обладает высокой чувствительностью к структурным трансформациям и фазовым переходам, а также играет важную роль в кинетике химических реакций [6, 7]. В то же время характер температурной зависимости вязкости определяет так называемую аморфообразующую способность системы [8]. Косвенные экспериментальные методики, такие как неупругое рассеяние нейтронов, рентгеновских лучей, бриллюэновское рассеяние света, характеризуются значительными неточностями в определении транспортных коэффициентов (диффузии, вязкости). В то же время определение вязкости с помощью методов вискозиметрии – капиллярной вискозиметрии, метода крутильных колебаний, ультразвукового метода и др. – сопряжено со значительными трудностями, обусловленными, в первую очередь, низкой чувствительностью и несовершенством этих методов [9]. Альтернативный способ определения вязкости предоставляется методами классического и квантово-механического моделирования. Результаты, получаемые с помощью методов классического моделирования, значительно зависят от корректности выбранного потенциала межатомного взаимодействия. Результаты квантово-механического моделирования зависят от используемых приближений в обменно-корреляционном потенциале. Таким образом, уточнение абсолютных значений и разработка универсальных моделей вязкости представляют одну из важных задач современной теплофизики и физики конденсированного состояния вещества [5].

В данной работе сопоставляются экспериментальные данные и результаты молекулярно-динамического исследования с целью уточнения данных по температурным и концентрационным¹ зависимостям вязкости никельсодержащих бинарных металлических систем, включая область равновесной жидкости и переохлажденного расплава. Другой целью настоящего исследования является детальный анализ упругих и квазитвердотельных свойств высокотемпературных расплавов $Al_{(100-x)}Ni_x$ и $Fe_{(100-x)}Ni_x$.

ХАРАКТЕРИСТИКИ МОДЕЛИРОВАНИЯ

Моделирование атомарной динамики никельсодержащих металлических расплавов $Al_{(100-x)}Ni_x$ и $Fe_{(100-x)}Ni_x$ выполнялось в NpT -ансамбле при

¹ Здесь и далее все концентрации приведены в атомных процентах никеля.

давлении $p = 1.0$ бар для диапазона температур $T = [1200; 2000]$ К, что охватывает области равновесной жидкой фазы и переохлажденного состояния. Исследуемые системы состояли из $N = 32000$ атомов, расположенных в кубической ячейке с периодическими граничными условиями. Взаимодействие между атомами осуществлялось с помощью потенциалов “погруженного атома” (EAM-потенциалов) [10] и [11] соответственно. Расплавы с заданными температурами были получены быстрым охлаждением из высокотемпературного равновесного состояния при $T = 3000$ К. Интегрирование уравнений движения атомов выполнялось с помощью алгоритма Верле в скоростной форме с временным шагом 1.0 фс [12]. Для приведения систем в состояние термодинамического равновесия программой было выполнено 1.5×10^7 временных шагов и 2×10^8 шагов для расчета временных корреляционных функций, упругих свойств и квазитвердотельных характеристик.

ОПИСАНИЕ ЭКСПЕРИМЕНТА

Сплавы Al–Ni получены сплавлением особо чистого алюминия и лигатур $Al_{99}Ni_1$ либо $Al_{85}Ni_{15}$ в печи вискозиметра в атмосфере высокочистого гелия при температуре $T = 1373$ К и изотермической выдержке не менее 1 ч. При выплавке сплавов с содержанием никеля от 1 до 9 ат. % использовалась лигатура $Al_{85}Ni_{15}$, при выплавке сплавов с содержанием никеля менее 1 ат. % – лигатура $Al_{99}Ni_1$. Лигатуры были получены сплавлением металлов в печи сопротивления при остаточном давлении 10^{-2} Па и температуре $T = 1943$ К в течение 30 мин. Исходными компонентами служили особо чистый алюминий (99.999 мас. % Al) и электролитический никель (99.5 мас. % Ni). Содержание никеля в сплавах определялось методом атомно-эмиссионной спектроскопии на спектрометре SPECTROFlameModule D. Кинематическая вязкость расплавов измерялась на автоматизированной установке методом крутильных колебаний [13, 14]. Измерения проводились в защитной атмосфере очищенного гелия. В качестве тиглей использовались цилиндрические стаканчики из Al_2O_3 с внутренним диаметром 17 мм и высотой 40 мм. В тигель поверх образца помещалась крышка. Крышки изготавливались из стаканчиков из Al_2O_3 высотой 12 мм и внешним диаметром на 0.4–0.6 мм меньше внутреннего диаметра тигля. Конструкция тигля с крышкой приводится в работе [15]. Крышка может перемещаться вдоль вертикальной оси тигля и тем самым компенсировать изменения объема образца. При совершении крутильных колебаний крышка движется вместе с тиглем, создавая дополнительную торцевую поверхность трения с расплавом. Тигли и крышки предварительно отжигались в вакуумной печи при остаточном давлении 10^{-2} Па, температуре $T = 1923$ К и изотермической выдержке в течение 1 ч. Использование

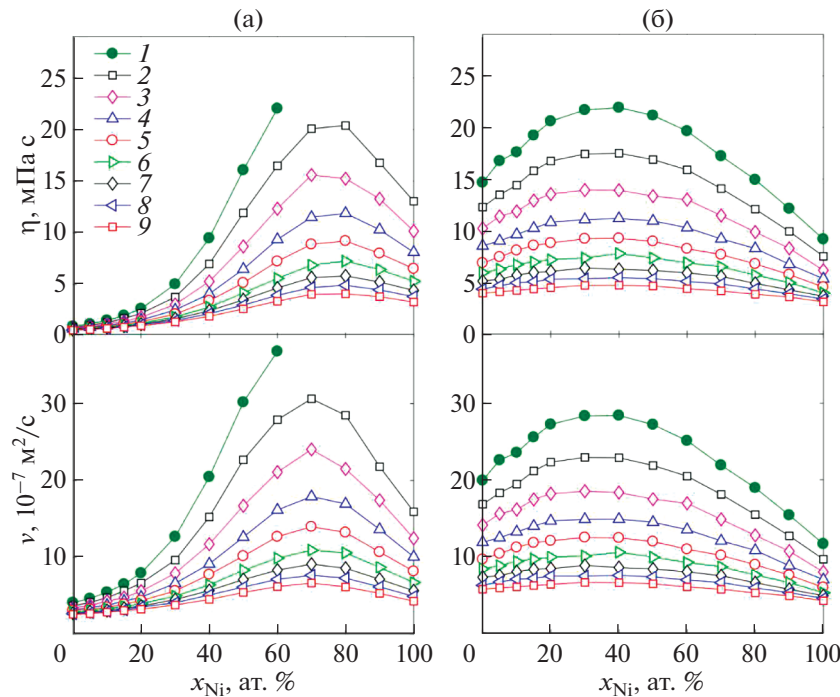


Рис. 1. Сдвиговая и кинематическая вязкость расплавов $\text{Al}_{(100-x)}\text{Ni}_x$ (а) и $\text{Fe}_{(100-x)}\text{Ni}_x$ (б) как функция состава при различных температурах: 1 – $T = 1200$ К, 2 – 1300, 3 – 1400, 4 – 1500, 5 – 1600, 6 – 1700, 7 – 1800, 8 – 1900, 9 – 2000.

при измерении вязкости тигля с крышкой позволяет исключить влияние на результаты измерений пленочных эффектов и явлений смачивания [16]. Перед измерениями все образцы переплавлялись при температуре 1473 К в печи вискозиметра с последующим охлаждением до комнатной температуры. Температурные зависимости вязкости получались в режимах нагрева от температуры ликвидуса сплава до 1473 К и последующего охлаждения до начала кристаллизации расплава. На каждой температуре перед началом измерений проводилась изотермическая выдержка в течение 15 мин. Значения кинематической вязкости и погрешности ее определения вычислялись по методикам, изложенным в работах [17, 18]. Общая относительная погрешность определения вязкости не превышает 4% при погрешности единичного эксперимента не более 2%.

РЕЗУЛЬТАТЫ МОДЕЛИРОВАНИЯ И СРАВНЕНИЕ С ЭКСПЕРИМЕНТОМ

Сдвиговая вязкость была рассчитана на основе данных по моделированию атомарной динамики с помощью соотношения Кубо–Грина

$$\eta = \frac{V}{k_B T} \int_0^{\infty} \langle \sigma_{\alpha\beta}(t) \sigma_{\alpha\beta}(0) \rangle dt,$$

где угловые скобки обозначают усреднение по времени и ансамблю частиц, k_B – постоянная Больцмана, V – объем системы, $\sigma_{\alpha\beta}$ – недиагональные компоненты тензора напряжений. Кинематическая

вязкость ν вычислялась как η/ρ , где ρ – плотность системы. На рис. 1 представлены результаты моделирования атомарной динамики для концентрационных зависимостей сдвиговой и кинематической вязкости расплавов $\text{Al}_{(100-x)}\text{Ni}_x$ и $\text{Fe}_{(100-x)}\text{Ni}_x$ при различных температурах. Изотермы демонстрируют максимумы вязкости при концентрациях $x_{\text{Ni}} \in [60; 80]\%$ для алюминий-никелевой системы и при $x_{\text{Ni}} \in [30; 50]\%$ для железоникелевых расплавов, которые могут быть обусловлены наличием в твердотельной фазе рядом интерметаллических фаз. Так, в работах [19–21] для некоторых составов алюминий-никелевых систем обсуждались вопросы, где увеличение вязкости связано с возможным присутствием в жидкости ближнего химического порядка, приводящего к образованию кластеров [22]. Значительный рост вязкости при низких температурах в этих системах, очевидно, обусловлен замедлением динамики частиц в области фазы переохлажденного расплава. Кроме того, в области низких значений концентраций ($x_{\text{Ni}} \sim 5\%$) наблюдаются особенности как у сдвиговой, так и у кинематической вязкости для расплавов $\text{Fe}_{(100-x)}\text{Ni}_x$, в то время как таких особенностей вязкости для систем $\text{Al}_{(100-x)}\text{Ni}_x$ не наблюдается.

На рис. 2а представлены результаты моделирования концентрационных зависимостей коэффициента сдвиговой вязкости для алюминий-никелевых и железоникелевых (рис. 2б) расплавов в сравнении с экспериментальными данными. Значения экспериментальной сдвиговой

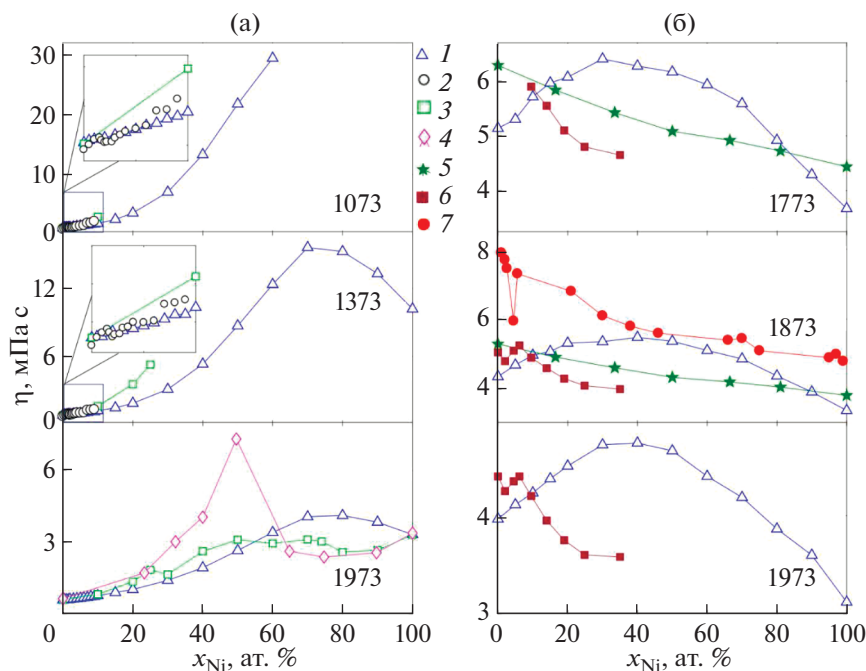


Рис. 2. Концентрационные зависимости сдвиговой и кинематической вязкости алюминий-никелевых (а) и железоникелевых (б) расплавов при различных температурах: 1 – результаты моделирования атомарной динамики; 2 – результаты эксперимента по вискозиметрии; экспериментальные данные: 3 – [23], 4 – [24], 5 – [25], 6 – [26], 7 – [27].

вязкости η были получены как $\eta = \nu\rho$, где ν – кинематическая вязкость, определяемая непосредственно в эксперименте по вискозиметрии. Экспериментальные значения плотности ρ для систем $\text{Al}_{(100-x)}\text{Ni}_x$ и $\text{Fe}_{(100-x)}\text{Ni}_x$ взяты из работ [28, 29] и [30] соответственно. Хорошее согласие результатов моделирования с результатами авторского эксперимента по вискозиметрии для алюминий-никелевых расплавов наблюдается при всех рассматриваемых температурах и для всей исследуемой области значений концентраций. Экспериментальные данные [23] также обнаруживают удовлетворительное согласие с результатами авторского исследования, в то время как данные из [24] демонстрируют худшее согласие. Для железоникелевых расплавов (рис. 2б) данные различных экспериментальных групп существенно разнятся между собой. Данные различаются в 1.5 раза и более. Как следствие этого, отсутствует возможность определить общий тренд в поведении $\eta(x)$ для расплавов $\text{Fe}_{(100-x)}\text{Ni}_x$.

Упругие свойства аморфных металлических сплавов были исследованы через определение значений модулей упругости: модуля всестороннего сжатия и модуля сдвига. В случае NpT -ансамбля модуль всестороннего сжатия связан со среднеквадратичными флуктуациями σ_V^2 объема V ячейки моделирования выражением

$$B = \frac{k_B TV}{\sigma_V^2}.$$

Модуль сдвига рассчитывался по формуле

$$G = \frac{V}{k_B T} |\sigma_{xy}(0)|^2,$$

где угловые скобки обозначают осреднение по временным выборкам. На рис. 3а представлены результаты моделирования атомарной динамики для концентрационных зависимостей модуля всестороннего сжатия и модуля сдвига расплавов $\text{Al}_{(100-x)}\text{Ni}_x$ и $\text{Fe}_{(100-x)}\text{Ni}_x$ (рис. 3б) при различных температурах.

Кроме того, рассчитаны равновесный модуль упругости (модуль Юнга) и коэффициент поперечной деформации (коэффициент Пуассона). Модуль Юнга E и коэффициент Пуассона σ связаны с модулями упругости следующими соотношениями [31]:

$$E = \frac{9BG}{3B + G}, \quad \sigma = \frac{3B - 2G}{6B + 2G}.$$

На рис. 4 представлены результаты моделирования атомарной динамики для концентрационных зависимостей коэффициента Пуассона и модуля Юнга для расплавов $\text{Al}_{(100-x)}\text{Ni}_x$ (рис. 4а) и $\text{Fe}_{(100-x)}\text{Ni}_x$ (рис. 4б) при различных температурах. Отчетливо наблюдаются области концентраций, при которых системы характеризуются более выраженными прочностными свойствами. Так, для алюминий-никелевых и железоникелевых расплавов эти области соответствуют концентрациям атомов никеля $x_{\text{Ni}} = 60\text{--}90\%$ и $40\text{--}80\%$, где модули достигают значений 169 и 198 ГПа соответственно.

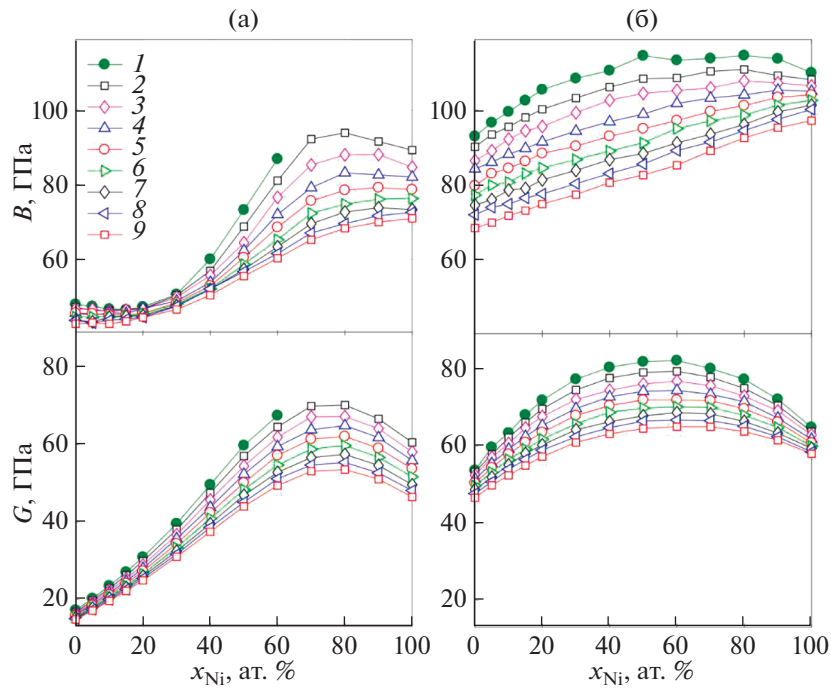


Рис. 3. Концентрационные зависимости модуля всестороннего сжатия и модуля сдвига расплавов $Al_{(100-x)}Ni_x$ (а) и $Fe_{(100-x)}Ni_x$ (б) при различных температурах: 1–9 – см. рис. 1.

Упругие характеристики (модули B и G) и скорости распространения продольных и поперечных ультразвуковых волн для изотропной среды связаны выражениями

$$\vartheta_L = \sqrt{\frac{B + \frac{4}{3}G}{\rho}}, \quad \vartheta_T = \sqrt{\frac{G}{\rho}}$$

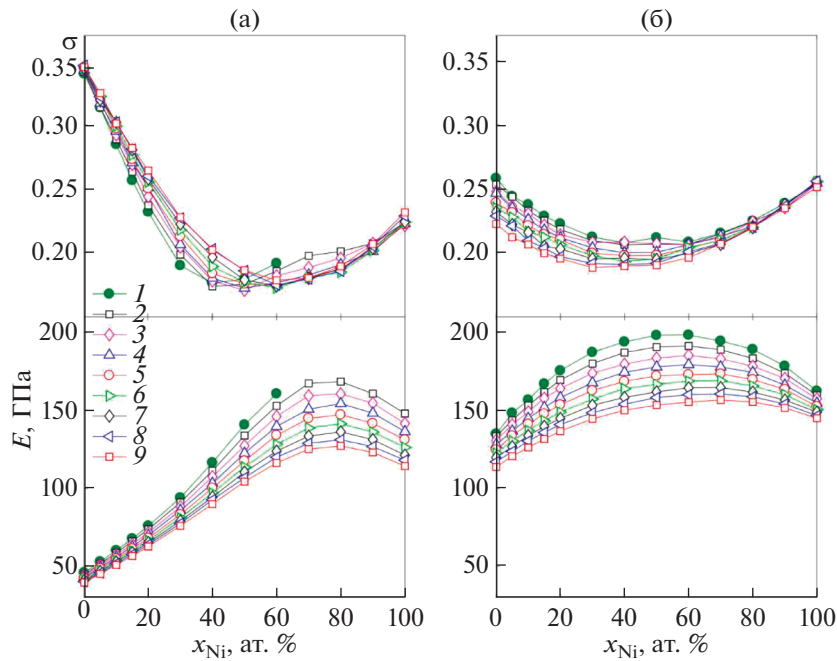


Рис. 4. Концентрационные зависимости коэффициента Пуассона и модуля Юнга алюминий-никелевых (а) и железо-никелевых (б) расплавов при различных температурах: 1–9 – см. рис. 1.

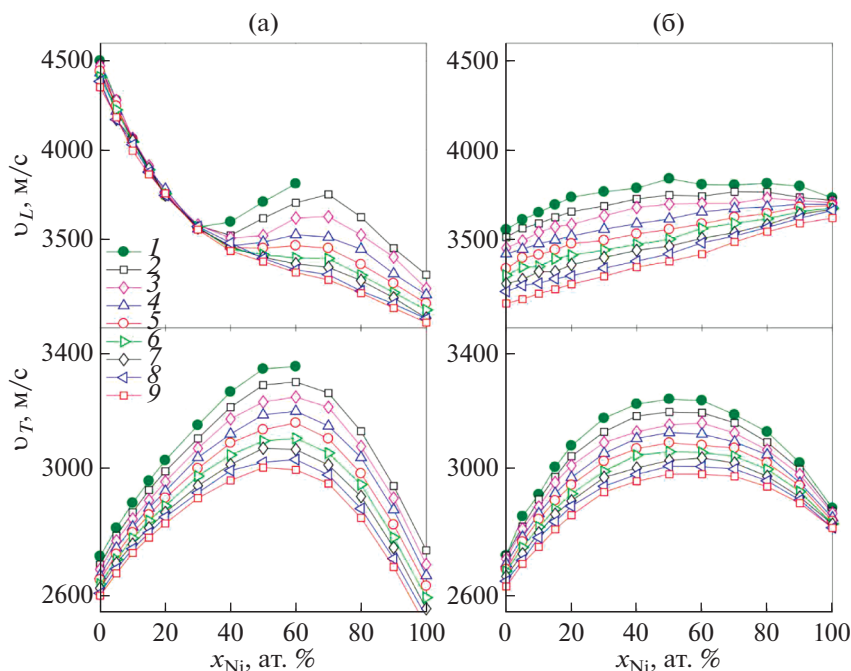


Рис. 5. Концентрационные зависимости продольной и поперечной скоростей звука расплавов $\text{Al}_{(100-x)}\text{Ni}_x$ (а) и $\text{Fe}_{(100-x)}\text{Ni}_x$ (б) при различных температурах: 1–9 – см. рис. 1.

На рис. 5 представлены результаты моделирования атомарной динамики для концентрационных зависимостей продольной и поперечной скоростей

звуча для алюминий-никелевых и железоникелевых расплавов при различных температурах. Рассчитанные значения концентрационных зависи-

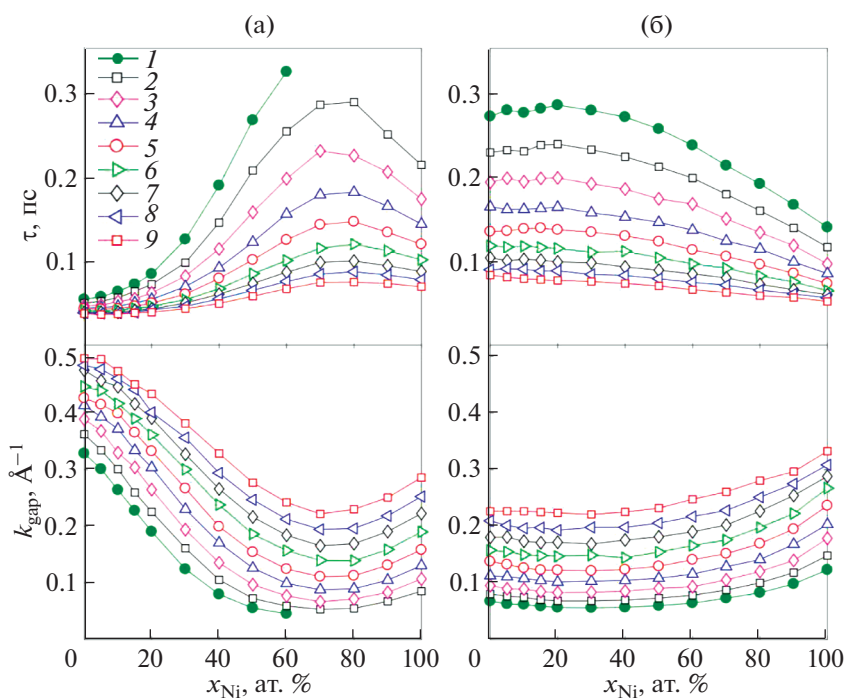


Рис. 6. Концентрационные зависимости времени релаксации вязкостного процесса и ширины щели в законе дисперсии поперечных коллективных мод для алюминий-никелевых (а) и железоникелевых (б) расплавов при различных температурах: 1–9 – см. рис. 1.

мостей скоростей демонстрируют корреляцию со значениями вязкости.

С использованием результатов моделирования по сдвиговой вязкости и модулю сдвига рассчитано время релаксации вязкостного процесса τ как η/G_∞ . Анализ квазитвердотельных особенностей никельсодержащих бинарных металлических систем был выполнен в рамках теории Максвелла–Френкеля [32–34], где ширина щели в законе дисперсии поперечных коллективных мод определяется как

$$k_{\text{gap}} = \frac{1}{2\vartheta_T \tau} = \frac{G_\infty}{2\vartheta_T \eta}.$$

На рис. 6 представлены результаты моделирования атомарной динамики для концентрационных зависимостей времени релаксации вязкостного процесса и ширины щели в законе дисперсии поперечных коллективных мод для алюминий-никелевых и железоникелевых расплавов при различных температурах. Время релаксации вязкостного процесса имеет значительный максимум при концентрациях никеля $x_{\text{Ni}} = 60\text{--}80\%$ для расплавов $\text{Al}_{(100-x)}\text{Ni}_x$, в то время как для системы $\text{Fe}_{(100-x)}\text{Ni}_x$ такая особенность при $x_{\text{Ni}} = 30\text{--}50\%$ является слабо выраженной. Отметим, что “аномальное” поведение времени релаксации τ , так же как и для вязкости, наблюдается при значениях $x_{\text{Ni}} \sim 5\%$. По ширине щели в законе дисперсии поперечных коллективных мод можно судить о квазитвердотельных свойствах расплавов. Так, при концентрациях $x_{\text{Ni}} \leq 60\%$ расплавы $\text{Fe}_{(100-x)}\text{Ni}_x$ характеризуются более выраженными твердотельноподобными свойствами по сравнению с расплавами $\text{Al}_{(100-x)}\text{Ni}_x$.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Выполнены экспериментальные измерения вязкости и крупномасштабные молекулярно-динамические исследования вязкоупругих свойств и квазитвердотельных особенностей никельсодержащих бинарных металлических расплавов $\text{Al}_{(100-x)}\text{Ni}_x$ и $\text{Fe}_{(100-x)}\text{Ni}_x$ для широкой области значений температур, включая область равновесной жидкой фазы и переохлажденного расплава. Зафиксирован значительный рост вязкости при концентрациях никеля $x_{\text{Ni}} = 60\text{--}80\%$ и $30\text{--}50\%$ для алюминий-никелевых и железоникелевых расплавов соответственно. При $x_{\text{Ni}} \sim 5\%$ наблюдаются выраженные особенности в сдвиговой и в кинематической вязкости $\text{Fe}_{(100-x)}\text{Ni}_x$. Упругие свойства проанализированы на основе численных расчетов модулей всестороннего сжатия и сдвига, коэффициента Пуассона и модуля Юнга. Определены составы алюминий-никелевых и железоникелевых расплавов, для которых проявляются максимальные прочностные свойства. Расчетные концентрационные зависимости скоростей продольного и по-

перечного звуковых волн демонстрируют корреляцию с вязкостью. Установлено, что при $x_{\text{Ni}} \leq 60\%$ расплавы $\text{Fe}_{(100-x)}\text{Ni}_x$ характеризуются более выраженными твердотельноподобными свойствами по сравнению с $\text{Al}_{(100-x)}\text{Ni}_x$.

Крупномасштабные молекулярно-динамические расчеты выполнены на вычислительном кластере Казанского федерального университета и суперкомпьютере Межведомственного суперкомпьютерного центра Российской академии наук. Работа поддержана Российским научным фондом (проект № 19-12-00022).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Schweitzer P.E. *Metallic Materials: Physical, Mechanical, and Corrosion Properties*. Boca Raton: CRC Press, 2004. 710 p.
2. Faulkner J.S., Jordan R.G. *Metallic Alloys: Experimental and Theoretical Perspectives*. Dordrecht: Springer, 1994. 463 p.
3. Li F.C., Liu T., Zhang J.Y., Shuang S., Wang Q., Wang A.D., Wang J.G., Yang Y. Amorphous-nanocrystalline Alloys: Fabrication, Properties, and Applications // *Mater. Today Adv.* 2019. V. 4. P. 100027.
4. Ovchinnikov A., Smetana V., Mudring A.-V. Metallic Alloys at the Edge of Complexity: Structural Aspects, Chemical Bonding and Physical Properties // *J. Phys.: Condens. Matter.* 2020. V. 32. P. 243002.
5. Viswanath D.S., Ghosh T.K., Prasad D.H., Dutt N.V., Rani K.Y. Viscosity of Liquids. Theory, Estimation, Experiment, and Data. Dordrecht: Springer, 2007. 662 p.
6. Trachenko K., Brazhkin V.V. Minimal Quantum Viscosity from Fundamental Physical Constants // *Sci. Adv.* 2020. V. 6. № 17. P. 3747.
7. Хуснутдинов P.M., Мокшин A.B. Электрокристаллизация переохлажденной воды, заключенной между графеновыми слоями // *Письма в ЖЭТФ*. 2019. Т. 110. № 8. С. 551.
8. Bellissard J., Egami T. Simple Theory of Viscosity in Liquids // *Phys. Rev. E.* 2018. V. 98. P. 063005.
9. Cheng J., Gröbner J., Hort N., Kainer K.U., Schmid-Fetzer R. Measurement and Calculation of the Viscosity of Metals—A Review of the Current Status and Developing Trends // *Meas. Sci. Technol.* 2014. V. 25. P. 062001.
10. Mishin Y. Atomistic Modeling of the γ and γ' -phases of the Ni–Al System // *Acta Mat.* 2004. V. 52. № 6. P. 1451.
11. Bonny G., Pasianot R.C., Malerba L. Fe–Ni Many-body Potential for Metallurgical Applications // *Modelling Simul. Mater. Sci. Eng.* 2009. V. 17. P. 025010.
12. Khusnutdinoff R.M., Mokshin A.V. Short-Range Structural Transformations in Water at High Pressures // *J. Non-Crystalline Solids.* 2011. V. 357. № 7. P. 1677.
13. Бельтюков A.Л., Ладьянов B.И. Автоматизированная установка для определения кинематической вязкости металлических расплавов // *ПТЭ*. 2008. Т. 2. С. 155.
14. Швидковский E.Г. Некоторые вопросы вязкости расплавленных металлов. М.: Гостехиздат, 1955. 208 с.
15. Beltyukov A., Olyanina N., Ladyanov V. The Viscosity of Liquid Co–Si–B Alloys // *J. Mol. Liq.* 2009. V. 281. P. 204.

16. Хуснутдинов Р.М., Мокшин А.В., Меньшикова С.Г., Бельтюков А.Л., Ладьянов В.И. Вязкостные и акустические свойства расплавов AlCu // ЖЭТФ. 2016. Т. 149. С. 994.
17. Khusnutdinoff R.M., Mokshin A.V., Beltyukov A.L., Olyanina N.V. Viscosity and Structure Configuration Properties of Equilibrium and Supercooled Liquid Cobalt // Phys. Chem. Liq. 2018. V. 56. P. 561.
18. Хуснутдинов Р.М., Мокшин А.В., Бельтюков А.Л., Олянина Н.В. Вязкость расплава кобальта: эксперимент, моделирование и теория // ТВТ. 2018. Т. 56. № 2. С. 211.
19. Maret M., Pomme T., Pasturel A. Structure of Liquid Al₈₀Ni₂₀ Alloy // Phys. Rev. B. 1990. V. 42. P. 1598.
20. Das S.K., Horbach J., Koza M.M., Mavilla Chatoth S., Meyer A. Influence of Chemical Short-range Order on Atomic Diffusion in Al–Ni Melts // Appl. Phys. Lett. 2005. V. 86. P. 011918.
21. Brillo J., Vyichkov A., Egry I., Hennet L., Mathiak G., Pozdnyakova I., Price D.L., Thiaudiere D., Zanghi D. Local Structure in Liquid Binary Al–Cu and Al–Ni Alloys // J. Non-Cryst. Solids. 2006. V. 352. P. 4008.
22. Mokshin A.V., Khusnutdinoff R.M., Galimzyanov B.N., Brazhkin V.V. Extended Short-range Order Determines the Overall Structure of Liquid Gallium // Phys. Chem. Chem. Phys. 2020. V. 22. P. 4122.
23. Kehr M., Schick M., Hoyer W., Egry I. Viscosity of the Binary System Al–Ni // High Temp.–High Press. 2008. V. 37. P. 361.
24. Левин Е.С., Петрушевский М.С., Гельд П.В., Аюшина Г.Д. Энергия межатомного взаимодействия в расплавах кобальта с алюминием на основе изучения вязкости // ЖФХ. 1972. Т. 45. С. 3035.
25. Sato Y., Sugisawa K., Aoki D., Yamamura T. Viscosities of Fe–Ni, Fe–Co, and Ni–Co Binary Melts // Meas. Sci. Technol. 2005. V. 16. P. 363.
26. Krieger V.W., Trenkler H. Die Deutung der Schmelzstrukturen von Eisen-Kohlenstoff- und Eisen-Nickel-Legierungen aus dem Viskositätsverhalten // Arch. Eisenhüttenwesen. 1971. Bd. 42. S. 175.
27. Баум Б.А. Металлические жидкости. М.: Наука, 1979. 120 с.
28. Plevachuk Y., Egry I., Brillo J., Holland-Moritz D., Kaban I. Density and Atomic Volume in Liquid Al–Fe and Al–Ni Binary Alloys // Int. J. Mat. Res. 2007. V. 98. № 2. P. 107.
29. Аюшина Г.Д., Левин Е.С., Гельд П.В. Влияние температуры и состава на плотность и поверхностную энергию жидких сплавов алюминия с кобальтом и никелем // ЖФХ. 1969. Т. 43. № 11. С. 2756.
30. Kobatake H., Brillo J. Density and Viscosity of Ternary Cr–Fe–Ni Liquid Alloys // J. Mater. Sci. 2013. V. 48. P. 4934.
31. Ляпин А.Г., Громницкая Е.Л., Ягафаров О.Ф., Стальгорова О.В., Бражкин В.В. Упругие свойства кристаллического и жидкого галлия при высоких давлениях // ЖЭТФ. 2008. Т. 134. № 5. С. 956.
32. Trachenko K., Brazhkin V.V. Collective Modes and Thermodynamics of the Liquid State // Rep. Prog. Phys. 2016. V. 79. P. 016502.
33. Trachenko K. Lagrangian Formulation and Symmetrical Description of Liquid Dynamics // Phys. Rev. E. 2017. V. 96. P. 062134.
34. Khusnutdinoff R.M., Cockrell C., Dicks O.A., Jensen A.C.S., Le M.D., Wang L., Dove M.T., Mokshin A.V., Brazhkin V.V., Trachenko K. Collective Modes and Gapped Momentum States in Liquid Ga: Experiment, Theory, and Simulation // Phys. Rev. B. 2020. V. 101. P. 214312.