

ВЛИЯНИЕ СОДЕРЖАНИЯ КОБАЛЬТА НА ПЕРЕОХЛАЖДЕНИЕ ЖИДКОГО ЖЕЛЕЗА¹СМАГИНА Е. А., ²КАМАЕВА Л. В.¹ Удмуртский государственный университет, 426034, г. Ижевск, ул. Университетская, 1² Удмуртский федеральный исследовательский центр УрО РАН, 426067, г. Ижевск, ул. Т. Барамзиной, 34

АННОТАЦИЯ. Рассмотрено влияние малых добавок кобальта (до 10 ат. % Co) на переохлаждение жидкого железа, величина переохлаждения расплавов Fe-Co определена методом дифференциального термического анализа. Показано, что концентрационное поведение переохлаждения имеет сложный характер, зависит от температуры расплава и отражает изменения ближнего порядка в расположении атомов железа при увеличении концентрации кобальта.

КЛЮЧЕВЫЕ СЛОВА: переохлаждение, сплавы Fe-Co, дифференциальный термический анализ.

ВВЕДЕНИЕ

На сегодняшний день в физике жидкого состояния сформировалось устойчивое представление, что структура большинства металлических расплавов, в том числе и жидкого железа, описывается икосаэдрическим ближним порядком [1, 2]. Однако существуют экспериментальные данные [3, 4] согласно которым расплав железа вблизи температуры плавления сохраняет ближний порядок характерный для твердого состояния. Неоднозначность в интерпретации данных по рентгеноструктурному анализу и нейтронному рассеянию приводит к необходимости обращаться к косвенным методам анализа структуры – исследованию структурно-чувствительных свойств. За всю историю изучения жидкого железа накоплен большой экспериментальный материал о температурном поведении его вязкости (ν), плотности, магнитной восприимчивости и электросопротивления [4], но эти данные также не позволяют сделать однозначный вывод об атомном ближнем порядке в жидком железе. Поэтому, необходимо использовать дополнительные способы определения структуры жидкого железа вблизи температуры плавления. Одним из таких способов является исследование влияния примесей с различным химическим взаимодействием на физические свойства расплавов железа. В работах [5 – 7] показано, что в системах Fe-Cr и Fe-Si изменения в ближайшем атомном окружении железа при добавлении в него хрома и кремния проявляются на концентрационных зависимостях вязкости и переохлаждения. Анализ концентрационной зависимости переохлаждения позволяет понять характер этих изменений, которые происходят вблизи 5 ат.% примеси. Изучение концентрационных зависимостей переохлаждения, а также процессов кристаллизации при небольших скоростях охлаждения часто служат необходимым дополнением к данным по вязкости [8 – 12]. Исследования бинарных систем металл (Fe, Ni, Co) – металлоид (B, P) [8 – 10] и многокомпонентных объемно-аморфизирующихся систем на основе Fe, Ni и Co [11, 12] показали, что изменение структуры расплава может принципиально изменить характер кристаллизации и полученные в результате микроструктуры даже при охлаждении в контейнере со скоростями менее 1 К/с. При этом основным параметром, является переохлаждение (ΔT), так как его величина, с одной стороны, определяется исходной структурой жидкой фазы, а с другой стороны, управляет конкуренцией процессов зарождения и роста кристаллических фаз.

Для убедительности полученных результатов в работах [5 – 7] в силу неоднозначности величины переохлаждения при кристаллизации в контейнере, необходимы подтверждения наблюдаемых корреляций между структурными изменениями в расплавах железа с добавками Cr и Si и концентрационной зависимостью переохлаждения для других систем на

основе железа. В качестве такой системы в данной работе выбраны расплавы Fe-Co, так как в отличие от Cr и Si, Co в твердом состоянии стабилизирует ГЦК структуру Fe [13]. В связи с этим в настоящей работе проведено исследование концентрационной зависимости переохлаждения жидких сплавов Fe-Co до 10 ат.% Co при небольших скоростях охлаждения (до 1 К/с).

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Переохлаждение определяли с помощью метода дифференциально-термического анализа (ДТА). ДТА проводили на высокотемпературном термическом анализаторе (ВТА-983). Установка состоит из: рабочей камеры (высокотемпературная вакуумная печь сопротивления с молибденовым нагревателем и термостатом, расположенным в печи); системы вакуумирования и напуска газа. В термостате находятся две ячейки для эталонного и исследуемого веществ. Эталон и образец находятся в одинаковых тиглях из Al_2O_3 . В качестве эталона используется вольфрам. К ячейкам подведены вольфрам – ренийевые термопары, включенные по дифференциальной схеме. Термо-ЭДС термопар переводится в единицы температурной шкалы при помощи калибровочного графика, что позволяет регистрировать зависимость разности температур между ячейкой с эталонным веществом ($T_{reference}$) и ячейкой с исследуемым образцом (T_{simple}) от температуры. Показания термопар калибруются по температурам фазовых превращений стандартных образцов (чистых металлов). Регистрируемым параметром в данном методе является величина $dT_{DTA} = T_{simple} - T_{reference}$. Установка работает в интервале температур от 100 до 1700 °С в инертной атмосфере очищенного гелия под небольшим избыточным давлением после предварительного вакуумирования до давления 10^{-2} Па. Абсолютная ошибка определения температуры не превышает ± 5 °С.

Графики ДТА (термограммы) получали в режиме нагрева со скоростью 20 °С/мин до выбранной температуры расплава и последующего охлаждения после 20 мин выдержки при максимальной температуре. По графикам ДТА определяли температуры всех этапов плавления (в режиме нагрева) и кристаллизации (в режиме охлаждения) для каждого сплава, а также переохлаждение как разность температуры ликвидус, определенной из термограммы нагрева и температуры начала кристаллизации, определенной из ДТА графика в режиме охлаждения. При кристаллизации в контейнере на величину переохлаждения оказывают влияние различные факторы, такие как, скорость охлаждения, температура расплава, количество циклов плавление – кристаллизация [14]. Поэтому, для каждого образца проводили серии измерений, состоящие из нескольких циклов нагрев (плавление) – охлаждение (кристаллизация), в которых варьировали или максимальную температуру, до которой нагревали расплав перед охлаждением (T_{melt}), или скорость. Эксперименты проводили при скоростях охлаждения 20 и 100 °С/мин. Влияние температуры расплава на переохлаждение изучали при термоциклировании образцов. В этих экспериментах каждый образец нагревали до температуры на 10 – 20 °С выше температуры ликвидус, выдерживали при этой температуре в течение 20 минут, затем охлаждали со скоростью 100 °С/мин. В следующем цикле нагрев – охлаждение максимальную температуру расплава увеличивали на 10 – 20 °С и т.д. до 1680 °С. Для анализа влияния количества циклов на величину переохлаждения эксперименты по термоциклированию также проводили в обратной последовательности по температуре, в режиме уменьшения максимальной температуры, до которой нагревают расплав в каждом цикле от 1680 °С до температуры ликвидус.

Образцы для исследований получали сплавлением карбонильного железа и электролитического кобальта (марки КО) в печи установки дифференциального термического анализа – ВТА-983 при температуре 1680 °С в течение 30 мин с последующим медленным охлаждением (10°С/мин). Исследуемые образцы анализировали на содержание кислорода методом восстановительного плавления в атмосфере гелия в графитовых тиглях при температуре 1700 – 2000 °С и углерода методом сжигания в кислороде. Содержание

кислорода составляло не более 0,0006 мас.%, углерода – 0,002 мас.%. Содержание кобальта в образцах до и после экспериментов по данным химического и дифференциально-термического анализов не изменялось.

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 1, *a*, *b* представлены типичные термограммы нагрева ДТА исследованных сплавов и определенные по ним температуры фазовых превращений на фоне линий равновесной фазовой диаграммы состояния системы Fe-Co [13]. Температуры ликвидус и солидус исследованных сплавов хорошо согласуются с равновесной диаграммой состояния, что свидетельствует о точности определения составов сплавов и их неизменности при проведении экспериментов.

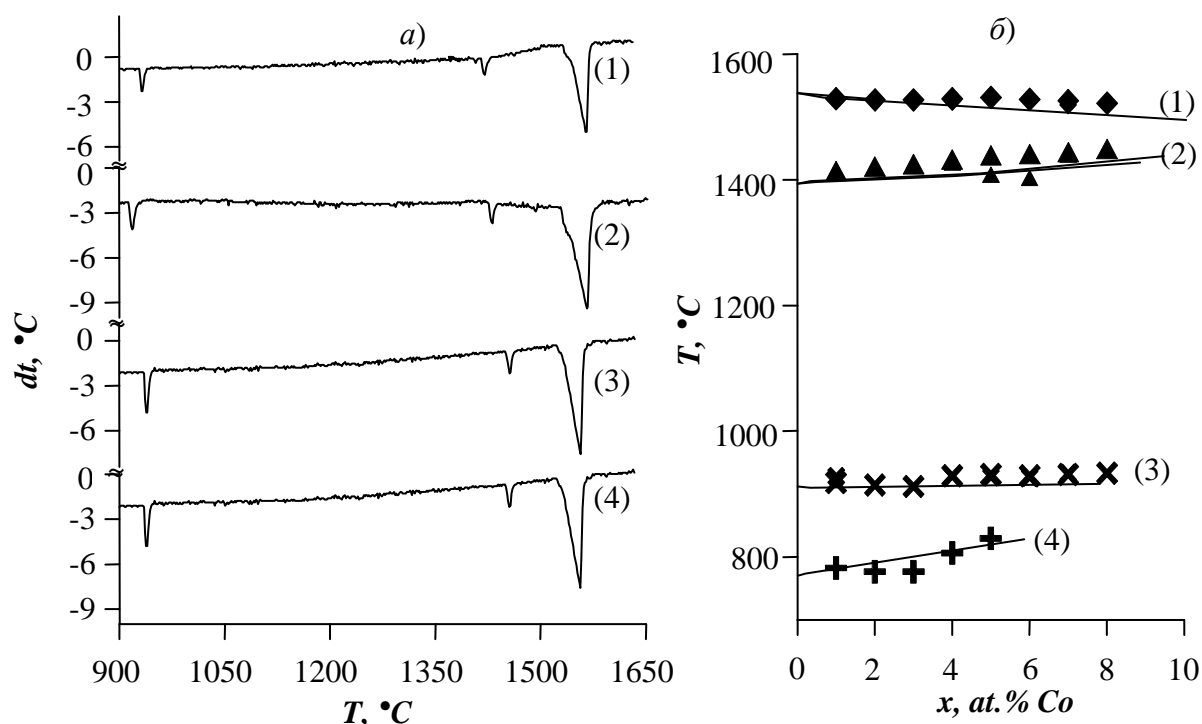


Рис. 1. Термограммы нагрева со скоростью 20 °С/мин сплавов $\text{Fe}_{99}\text{Co}_1$ (1), $\text{Fe}_{97}\text{Co}_3$ (2), $\text{Fe}_{94}\text{Co}_6$ (3), $\text{Fe}_{92}\text{Co}_8$ (4) (*a*) и температуры фазовых превращений сплавов Fe-Co ($\text{L} \rightarrow \text{L} + \delta\text{-Fe}(\text{Co}) \rightarrow \delta\text{-Fe}(\text{Co})$) (1), $\delta\text{-Fe}(\text{Co}) \rightarrow \delta\text{-Fe}(\text{Co}) + \gamma\text{-Fe}(\text{Co}) \rightarrow \gamma\text{-Fe}(\text{Co})$) (2), $\gamma\text{-Fe}(\text{Co}) \rightarrow \alpha\text{-Fe}(\text{Co})$ (3), магнитное превращение (4) на фоне равновесной диаграммы состояния [13] (*b*)

Кривые ДТА исследованных расплавов и концентрационные зависимости переохлаждения ($\Delta T(x)$), полученные при охлаждении расплавов от различных температур с различными скоростями представлены на рис. 2. Из рисунка (рис. 2, *a*) видно, что характер термограмм и величина переохлаждения зависят от температуры расплава. Кристаллизация исследованных сплавов в основном протекает в условиях значительных переохлаждений (~ 150 °С) и при таком усреднении не зависит от концентрации (рис. 2, *b*). Большой разброс величины переохлаждения, наблюдаемый на рис. 2, *b*, указывает на влияние варьируемых параметров в процессах кристаллизации сплавов. Скорость охлаждения оказывает влияние на величину переохлаждения, уменьшение скорости охлаждения приводит к уменьшению переохлаждения, однако это влияние не столь значительно как влияние температуры расплава. Типичные температурные зависимости переохлаждения, полученные в двух независимых экспериментах при повышении и понижении T_{melt} , приведены на рис. 3, *a*, *b*, *в*, *г*. Из рисунка видно, что для большинства сплавов, за исключением $\text{Fe}_{99}\text{Co}_1$, характер температурных зависимостей при повышении и понижении максимальной температуры нагрева расплава перед охлаждением совпадает. При небольших перегревах над

ликвидусом наблюдается участок роста переохлаждения (до 1600 °С), при дальнейшем увеличении температуры расплава переохлаждение достигает максимальных значений и, либо перестает изменяться, либо наблюдается небольшое уменьшение с ростом температуры.

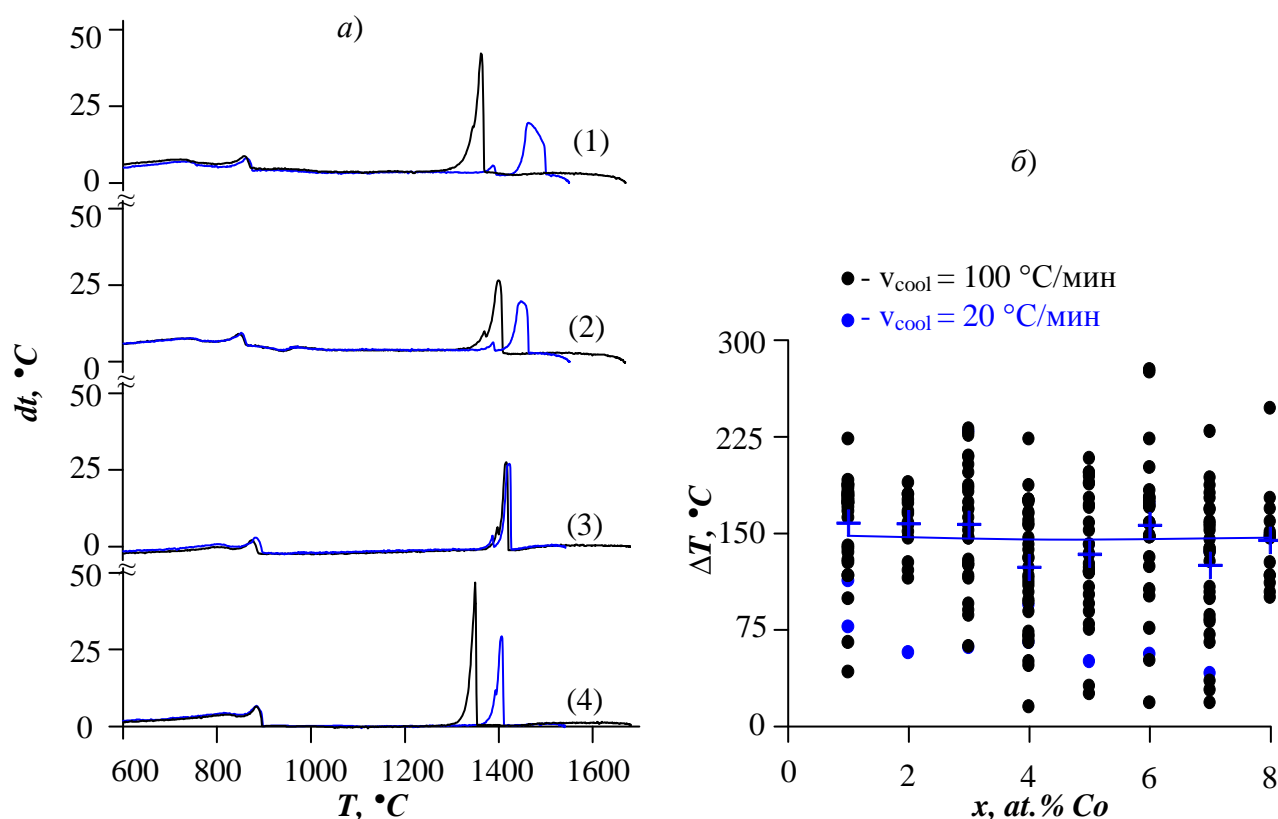


Рис. 2. Термограммы охлаждения со скоростью 100 °С/мин сплавов Fe₉₉Co₁ (1), Fe₉₇Co₃ (2), Fe₉₄Co₆ (3), Fe₉₂Co₈ (4) (а) и концентрационная зависимость переохлаждения расплавов Fe-Co (б)

Для сплава Fe₉₉Co₁ характер температурных зависимостей переохлаждения определяется режимом измерения (рис. 3, а). Это указывает на то, что определяющее значение при кристаллизации данного расплава оказывает не температура, а количество циклов плавление – кристаллизация, проведенных в одном и том же керамическом тигле.

Для сплавов с содержанием кобальта более 2 ат.%, такого эффекта не наблюдается, поэтому изменения характера температурных зависимостей в области 1600 °С являются следствием влияния только температуры расплава. Согласно равновесной диаграмме состояния системы Fe-Co уже при переохлаждениях более 100 °С становится устойчив твердый раствор на основе ГЦК-Fe (рис. 3, д). Однако, несмотря на большой разброс в значениях переохлаждения в большинстве случаев (за исключением переохлаждений выше 250 °С) процесс кристаллизации в сплавах до 5 ат.% Co начинается с образования твердого раствора на основе ОЦК-Fe, об этом свидетельствует сложная форма экзотермического пика кристаллизации на термограммах ДТА (рис. 2, а). Эти результаты хорошо согласуются с данными по кристаллизации расплавов Fe-Co в условиях левитации [15], где было показано, что для образования непосредственно из расплава твердого раствора на основе ГЦК-Fe в сплавах до 5 ат.% Co необходимы переохлаждения более 300 °С. При концентрациях кобальта выше 5 ат.% и переохлаждениях ~100 °С на первой стадии кристаллизации наблюдается образование твердого раствора на основе γ-Fe (см. например рис. 2, а, кривая 4).

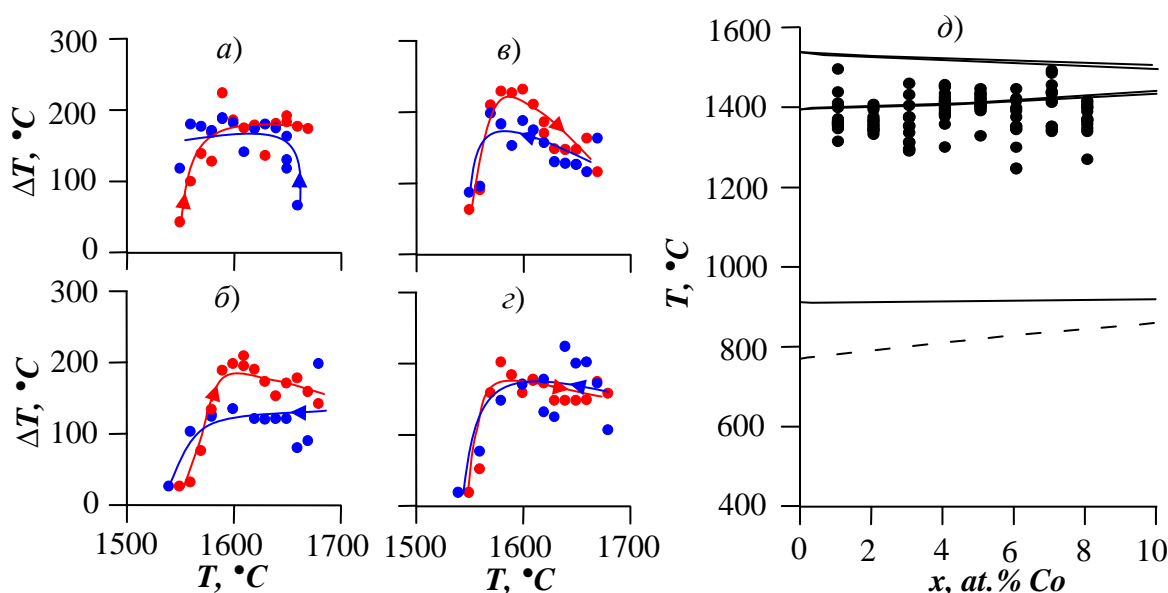


Рис. 3. Температурные зависимости переохлаждения расплавов $\text{Fe}_{99}\text{Co}_1$ (а), $\text{Fe}_{97}\text{Co}_3$ (б), $\text{Fe}_{95}\text{Co}_5$ (в), $\text{Fe}_{93}\text{Co}_7$ (г) в режимах повышения максимальной температуры расплава (●) и понижения (●) (а) и температуры начала кристаллизации на фоне равновесной диаграммы состояния системы Fe-Co при охлаждении со скоростью $100\text{ }^\circ\text{C}/\text{мин}$ от различных температур (д)

Учитывая сложный характер температурных зависимостей переохлаждения, а также то, что при небольших переохлаждениях кристаллизация начинается в области термодинамической стабильности $\alpha\text{-Fe}(\text{Co})$, а при больших значениях – в области $\gamma\text{-Fe}(\text{Co})$, полученная концентрационная зависимость переохлаждения (рис. 2, б) была разделена на две части в зависимости от исходной температуры расплава (рис. 4).

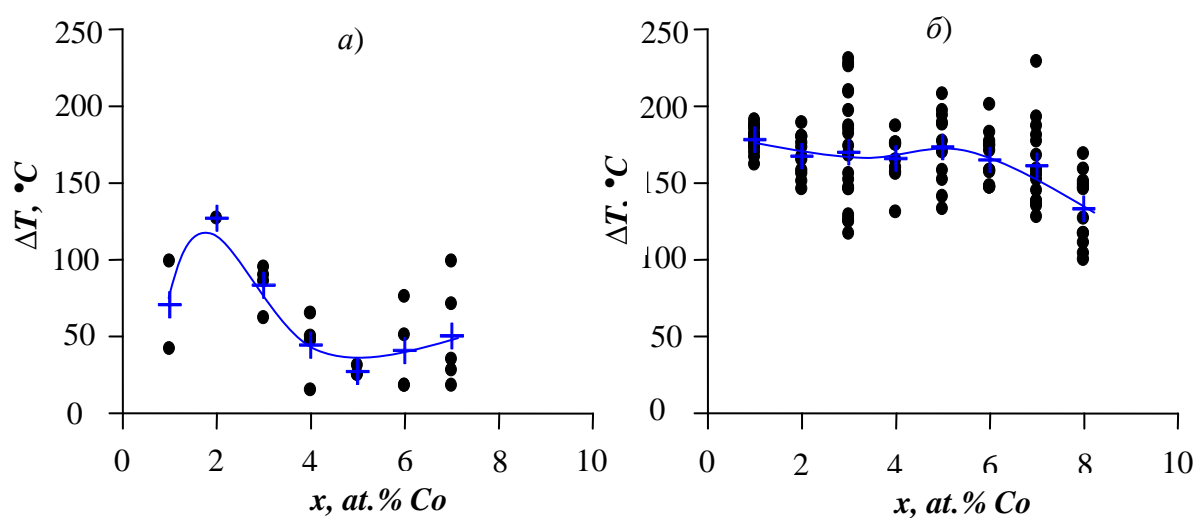


Рис. 4. Концентрационная зависимость переохлаждения расплавов Fe-Co (б) при охлаждении со скоростью $100\text{ }^\circ\text{C}/\text{мин}$ от температур до $1600\text{ }^\circ\text{C}$ (а) и выше (б)

Из полученных зависимостей видно, что при температурах менее $1600\text{ }^\circ\text{C}$ кристаллизационная способность ОЦК железа в 2 раза больше, чем при высоких температурах, причем добавление кобальта в жидкое железо приводит к резкому увеличению кристаллизационной способности твердого раствора на основе ОЦК-Fe (рис. 4, а), однако при увеличении концентрации кобальта более 7 ат.%, твердый раствор на основе ОЦК железа перестает образовываться. При температурах выше $1600\text{ }^\circ\text{C}$ концентрационные изменения в переохлаждении связаны с изменением типа образующихся

кристаллов, в области концентраций, где из расплава образуется только твердый раствор на основе ОЦК Fe (до 5 ат.% Co), наблюдаются высокие значения переохлаждения ~ 175 °С, которые слабо зависят от концентрации кобальта в расплаве. Постепенное уменьшение переохлаждения начинается в области концентраций, где непосредственно из расплава начинает образовываться твердый раствор на основе ГЦК железа.

Полученные данные хорошо согласуются с концентрационными зависимостями переохлаждения систем Fe-Cr и Fe-Si [5–7]. Согласно результатам этих работ экспериментальные зависимости вязкости ($\nu(x)$) и переохлаждения хорошо описываются, если считать, что при температурах вблизи температуры ликвидус структура жидкого железа является промежуточной между ОЦК и ГЦК, а при попадании в такое ближайшее окружение хотя бы двух атомов примеси она перестраивается в ОЦК-подобную. В работе [5] предложено численное описание зависимостей $\Delta T(x)$ и $\nu(x)$ на основе вероятностного подхода определения различных конфигураций ближнего порядка и экспериментальных значений вязкости и переохлаждения при содержании хрома 2,5 и 30 ат.%.

Следует отметить, что физические причины взаимосвязи между исходной структурой расплава и зависимостью переохлаждения полученной в экспериментах с небольшими скоростями охлаждения (до 100 К/мин) при кристаллизации в контейнере до сих пор неясны. В таких условиях реализуется гетерогенный механизм кристаллизации. На сегодняшний день имеются феноменологические представления о механизме наследования ближнего порядка переохлажденного расплава образующейся из него кристаллической фазой при гомогенном зародышеобразовании [16]. Поэтому большинство современных исследований в этой области посвящено бесконтактной кристаллизации в условиях глубоких переохлаждений [15].

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Таким образом, проведенные исследования переохлаждения расплавов Fe-Co до 10 ат.% Co при кристаллизации в контейнере с небольшими скоростями охлаждения (20–100 °С/мин) показали, что на величину переохлаждения максимальное влияние оказывает температура, от которой происходит охлаждение расплава. Концентрационное поведение ΔT имеет сложный характер, зависит от температуры расплава и отражает изменения ближнего порядка в расположении атомов железа при увеличении концентрации кобальта. Резкий рост кристаллизационной способности твердого раствора α -Fe(Co) в концентрационном интервале до 5 ат.% Co можно объяснить резкими изменениями характеристик ближнего порядка расположения атомов железа при увеличении числа атомов кобальта в ближайшем окружении.

Работа выполнена по теме НИР № гос. регистрации АААА–А16–116021010084-2.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Schenk T., Holland-Moritz D., Simonet V., Bellissent R., Herlach D. M. Icosahedral Short-Range Order in Deeply Undercooled Metallic Melts // Physical Review Letters, 2002, vol. 89, no. 7, pp. 075507(1-4).
2. Inui M., Maruyama K., Kajihara Y., Nakada M. Icosahedral ordering in liquid iron studied via x-ray scattering and Monte Carlo simulations // Physical Review B, 2009, vol. 80, iss. 18, pp. 180201(1-4).
3. Huanrong W., Yifu Y., Weimin W., Jingyu Q. Atomic model of liquid pure Fe // Chinese Science Bulletin, 2001, vol. 46, iss. 4, pp. 300-303.
4. Еланский Г. Н., Еланский Д. Г. Строение и свойства металлических расплавов: учеб. пособие для студентов вузов. 2-е изд., перераб. и доп. М.: МГВМИ, 2006. 228 с.
5. Камаева Л. В., Стерхова И. В., Ладьянов В. И. Вязкость и переохлаждение расплавов системы Fe-Cr в области до 40 ат.% Cr // Неорганические материалы. 2012. Т. 48, № 3. С. 378-384.
6. Стерхова И. В., Камаева Л. В., Ладьянов В. И. Исследование вязкости расплавов Fe-Cr в области от 2 до 40 ат.% Cr // Теплофизика высоких температур. 2014. Т. 52, № 6. С. 836-842. <https://doi.org/10.7868/S0040364414040231>

7. Sterkhova I. V., Kamaeva L. V. The influence of Si concentration on undercooling of liquid Fe // *Journal of Non-Crystalline Solids*, 2014, vol. 401, pp. 250-253.
8. Ладьянов В. И., Волков В. А., Камаева Л. В. Вязкость и неравновесная кристаллизация расплавов системы Co-P // *Металлы*. 2006. № 1. С. 11-15.
9. Ladyanov V. I., Volkov V. A., Kamaeva L. V., Beltyukov A. L. Non-equilibrium solidification of eutectic Ni-P alloys // *Металлы*. 2003. № 6. С. 38-44.
10. Камаева Л. В., Ладьянов В. И. О неравновесной кристаллизации сплавов в системе Fe-P // *Металлы*. 2012. № 2. С. 41-47.
11. Ладьянов В. И., Стерхова И. В., Камаева Л. В., Цепелев В. С. О вязкости многокомпонентных аморфизирующихся расплавов группы Fe // *Химическая физика и мезоскопия*. 2015. Т. 17, № 1. С. 105-110.
12. Lad'yanov V. I., Sterkhova I. V., Kamaeva L. V., Chueva T. R., Molokanov V. V. On the solidification of the Fe₅₀Cr₁₅Mo₁₄C₁₅B₆ bulk-amorphized alloy // *Journal of Non-Crystalline Solids*, 2009, vol. 356, iss. 2, pp. 65-71.
13. Диаграммы состояния двойных металлических систем / под общ. ред. Н.П. Лякишева Т. 2. М.: Машиностроение, 1997. 1023 с.
14. Zhou Z., Wang W., Sun L. Undercooling and metastable phase formation in a Bi₉₅Sb₅ melt // *Applied Physics A*, 2000, vol. 71, iss. 3, pp. 261-265.
15. Woodcock T. G., Hermann R., Löser W. Development of a metastable phase diagram to describe solidification in undercooled Fe-Co melts // *CALPHAD (Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry)*, 2007, vol. 31, iss. 2, pp. 256-263.
16. Holland-Moritz D. Short-range order and solid-liquid interfaces in undercooled metallic melts // *Materials Science and Engineering: A*, 2001, vol. 304-306, no. 1-2, pp. 108-113.

EFFECT OF COBALT CONTENT ON UNDERCOOLING ABILITY OF LIQUID IRON

¹Smagina E. A., ²Kamaeva L. V.

¹Udmurt State University, Izhevsk, Russia

²Udmurt Federal Research Center, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, Izhevsk, Russia

SUMMARY. The paper considers the effect of cobalt small additions on the undercooling of liquid iron up to 10 at. % cobalt, the undercooling ability of Fe – Co melts was determined by the differential thermal analysis. This was carried out in the temperature range from 100 to 1700 °C in Al₂O₃ crucibles in an atmosphere of pure helium. It is shown that the concentration behavior of undercooling ability is complex and depends on the temperature of the melt and reflects changes in the short-range order of iron atoms arrangement with increasing cobalt concentration. Crystallization of the alloys begins under conditions of high volume of undercooling, and the undercooling ability depends on the cooling rate and the melts temperature. A decrease in the cooling rate leads to a decrease in the undercooling ability, but this effect is not as significant as the effect of the melt temperature. The undercooling ability of the alloys with a cobalt content of more than 1 at.% increases to 1600 °C, and with a following increase in the temperature it almost does not change. Analysis of the concentration dependences of undercooling ability taking into account the effect of temperature shows that at temperatures less than 1600 °C, the crystallization ability of bcc-Fe is 2 times greater than at high temperatures. Adding cobalt to 4 at.% to liquid iron leads to a sharp increase in the crystallization ability of the solid solution of based on bcc-Fe. The changes of undercooling ability with increase concentration at temperatures above 1600 °C are dependent of a change in the type of formed crystals. High values of undercooling ~ 175 °C, which weakly depend on the cobalt concentration of melt there are in the concentration range (up to 5 at.% Co) where solid solution based on bcc-Fe is first formed from the melt. A gradual decrease in undercooling ability begins in the concentration range, where a solid solution based on fcc-Fe begins to form directly from the melt.

KEYWORDS: undercooling, Fe-Co alloys, differential thermal analysis.

REFERENCES

1. Schenk T., Holland-Moritz D., Simonet V., Bellissent R., Herlach D. M. Icosahedral Short-Range Order in Deeply Undercooled Metallic Melts. *Physical Review Letters*, 2002, vol. 89, no. 7, pp. 075507(1-4). <https://doi.org/10.1103/PhysRevLett.89.075507>
2. Inui M., Maruyama K., Kajihara Y., Nakada M. Icosahedral ordering in liquid iron studied via x-ray scattering and Monte Carlo simulations. *Physical Review B*, 2009, vol. 80, iss. 18, pp. 180201(1-4). <https://doi.org/10.1103/PhysRevB.80.180201>
3. Huanrong W., Yifu Y., Weimin W., Jingyu Q. Atomic model of liquid pure Fe. *Chinese Science Bulletin*, 2001, vol. 46, iss. 4, pp. 300-303. <https://doi.org/10.1007/BF03187189>
4. Elanskiy G. N., Elanskiy D. G. *Stroenie i svoystva metallicheskich rasplavov* [The structure and properties of metallic melts]. Ucheb. posobie dlya studentov vuzov. 2-e izd., pererab. i dop. Moscow: MGVM Publ., 2006. 228 p.

5. Kamaeva L. V., Sterkhova I. V., Lad'yanov V. I. Viscosity and supercooling of Fe-Cr (≤ 40 at % Cr) melts. *Inorganic Materials*, 2012, vol. 48, no. 3, pp. 318-324. <https://doi.org/10.1134/S0020168512030089>
6. Sterkhova I. V., Kamaeva L. V., Lad'yanov V. I. Study of viscosity of Fe-Cr melts containing 2 to 40 at % of chromium. *High Temperature*, 2014, vol. 52, no. 6, pp. 814-820. <https://doi.org/10.1134/S0018151X14040221>
7. Sterkhova I. V., Kamaeva L. V. The influence of Si concentration on undercooling of liquid Fe. *Journal of Non-Crystalline Solids*, 2014, vol. 401, pp. 250-253. <https://doi.org/10.1016/j.jnoncrysol.2014.01.027>
8. Lad'yanov V. I., Volkov V. A., Kamaeva L. V. Viscosity and nonequilibrium solidification of Co-P melts. *Russian metallurgy (Metally)*, 2006, vol. 2006, no. 1, pp. 8-12. <https://doi.org/10.1134/S0036029506010022>
9. Lad'yanov V. I., Volkov V. A., Kamaeva L. V., Bel'tyukov A. L. On the nonequilibrium solidification of near-eutectic Ni-P alloys. *Russian metallurgy (Metally)*, 2003, no. 6, pp. 514-519.
10. Kamaeva L. V., Lad'yanov V. I. O neravnovesnoi kristallizatsii splavov v sisteme Fe-P [On non-equilibrium crystallization of alloys in the system Fe-P]. *Russian metallurgy (Metally)*, 2012, no. 2, pp. 41-47.
11. Lad'yanov V. I., Sterkhova I. V., Kamaeva L. V., Tsepelev V. S. O вязкости многокомпонентных аморфизующихся расплавов группы Fe [On the viscosity of the multicomponent amorphizing melts of the Fe group]. *Khimicheskaya fizika i mezoskopiya [Chemical Physics and Mesoscopy]*, 2015, vol. 17, no. 1, pp. 105-110.
12. Lad'yanov V. I., Sterkhova I. V., Kamaeva L. V., Chueva T. R., Molokanov V. V. On the solidification of the Fe₅₀Cr₁₅Mo₁₄C₁₅B₆ bulk-amorphized alloy. *Journal of Non-Crystalline Solids*, 2009, vol. 356, iss. 2, pp. 65-71. <https://doi.org/10.1016/j.jnoncrysol.2009.10.011>
13. *Diagrammi sostoyaniya dvoynych evtekticheskikh sistem [State diagrams of binary metallic systems]*. Under ed. N.P. Lyakisheva. Volume 2. Moscow: Mashinostroyeniye Publ., 1997. 1023 p.
14. Zhou Z., Wang W., Sun L. Undercooling and metastable phase formation in a Bi₉₅Sb₅ melt. *Applied Physics A*, 2000, vol. 71, iss. 3, pp. 261-265. <https://doi.org/10.1007/s003390000489>
15. Woodcock T. G., Hermann R., Löser W. Development of a metastable phase diagram to describe solidification in undercooled Fe-Co melts. *CALPHAD (Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry)*, 2007, vol. 31, iss. 2, pp. 256-263. <http://dx.doi.org/10.1016/j.calphad.2006.11.004>
16. Holland-Moritz D. Short-range order and solid-liquid interfaces in undercooled metallic melts. *Materials Science and Engineering: A*, 2001, vol. 304-306, no. 1-2, pp. 108-113. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(00\)01460-X](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(00)01460-X)

Смагина Елизавета Александровна, бакалавр, 4 курс УдГУ,
тел. +79124516100, e-mail: elizaveta.smagina.97@mail.ru

Камаева Лариса Вячеславовна, кандидат физико-математических наук, старший научный сотрудник,
НЦ МФМ УдмФИЦ УрО РАН, тел. +7(3412)21-78-33, e-mail: lara_kam@mail.ru