

УДК 538.931:669.35-404

УДЕЛЬНОЕ ЭЛЕКТРОСОПРОТИВЛЕНИЕ РАСПЛАВОВ Fe–Mn–C

© 2021 г. Н. И. Синицин¹*, О. А. Чикова^{1,2}, В. В. Вьюхин¹

¹Уральский федеральный университет им. первого Президента России Б.Н. Ельцина,
ул. Мира, 19, Екатеринбург, 620002 Россия

²Уральский государственный педагогический университет, пр. Космонавтов, 26, Екатеринбург, 620017 Россия

*e-mail: n.i.sinitsin@urfu.ru

Поступила в редакцию 30.05.2020 г.

После доработки 18.08.2020 г.

Принята к публикации 20.08.2020 г.

Измерено удельное электросопротивление сплавов Fe–Mn–C с содержанием марганца от 5 до 25 мас. % и углерода от 0.4 до 2.2 мас. % в жидком состоянии методом вращающего магнитного поля. Опыты проведены в режиме нагрева от 1340 до 1810°C и последующего охлаждения образца. При нагреве величина удельного электросопротивления расплава оказалась значительно ниже, чем при последующем охлаждении, что сопровождалось уменьшением температурного коэффициента удельного электросопротивления. Для некоторых сплавов обнаружена аномалия температурной зависимости электросопротивления – излом при нагреве до температур 1550–1680°C. Установлено влияние добавок марганца и углерода на значения удельного электросопротивления и его температурного коэффициента. Проведен расчет эффективного удельного электросопротивления сплава (мас. %) Fe–10.0Mn–1C в жидком состоянии как гетерогенной системы по аналитическим зависимостям для проводимости неоднородных сред, методом элементарной ячейки на основе геометрических моделей изолированных и взаимопроникающих включений. Определенное таким образом значение температуры $t^* = 1730^\circ\text{C}$ перехода от изолированных включений к взаимопроникающим для расплава Fe–10Mn–1C согласуется с экспериментально определенным значением температуры $t^* = 1680^\circ\text{C}$ начала совпадающего участка температурных зависимостей удельного электросопротивления. А значение температуры 1540°C перехода изолированных включений к взаимопроникающим согласуется с экспериментально определенным значением температуры 1550°C, отвечающей излому на температурной зависимости удельного электросопротивления.

Ключевые слова: температурный коэффициент удельного электросопротивления, метод вращающего магнитного поля, моделирование структуры гетерогенного расплава, метод элементарной ячейки, структурный переход

DOI: 10.31857/S0002337X21010127

ВВЕДЕНИЕ

Легирование марганцем обеспечивает ряд уникальных свойств марганцевых сталей: повышенное сопротивление абразивно-ударному износу высокомарганцевой стали 110Г13Л; пластичность сталей TRIP и TWIP [1]. Наиболее известна высокомарганцевая аустенитная износостойкая сталь 110Г13Л (сталь Гадфильда), которая обладает специфическими свойствами и хорошо работает в условиях жесткого ударно-абразивного износа. Сталь 110Г13Л в идеальном случае относится к аустенитному классу и является немагнитной. При охлаждении литых заготовок из расплава выпадают карбиды железа и марганца (Fe_3C , Mn_3C), их фосфиды (FeP , MnP) и незначительное количество нитридов (FeN , MnN). Выпадение карбидов, фосфидов, нитридов, оксидов марганца и железа по границам зерна аустенита разупрочня-

ет металл: снижаются прочностные, пластичные и вязкостные механические характеристики [2, 3]. С целью повышения механических свойств изделий из стали 110Г13Л их подвергают специальной термической обработке – аустенизации, в ходе которой происходит растворение карбидов и фосфидов в зерне аустенита и структура становится чисто аустенитной [4–6].

Исследовано влияние деформационного упрочнения стали Гадфильда на твердость и микроструктуру [7]. Механизм высокой износостойкости стали 110Г13Л при статических и динамических нагрузках не раскрыт полностью. Исследования, направленные на улучшение механических свойств отливок из стали 110Г13Л посредством воздействия на расплав, сводятся к изучению влияния комплексного легирования и модифицирования расплава на микроструктуру и механические свойства изде-

лий и определению влияния скорости охлаждения отливок в литейной форме на показатели износостойкости [5, 6, 8–10].

Марганец – легирующий элемент для сталей TWIP и TRIP, обеспечивающий упрочнение [11]. Уникальное сочетание прочности и пластичности марганцевых сталей объясняется конкуренцией между различными механизмами упрочнения: появлением мартенсита $\gamma(fcc) \rightarrow \epsilon(hcp) \rightarrow \alpha'(bcc)$ и образованием двойников [12]. Механизм упрочнения сталей TWIP и TRIP освещен в работах [13–16]. Все эти явления связаны с мартенситным превращением гранецентрированная кубическая (*fcc*)–гексагональная плотноупакованная (*hcp*) структура. В процессе этого фазового перехода появляются дефекты, в основном из-за разного объема аустенита и мартенсита.

На основании данных дифракции рентгеновских лучей установлено влияние химического состава на параметр решетки аустенита $\gamma(fcc)$ и мартенсита $\epsilon(hcp)$ [17]. По экспериментальным данным о дифракции обратнорассеянных электронов (EBSD) и просвечивающей электронной микроскопии (ТЕМ) построена конечно-элементная модель, позволяющая прогнозировать механические свойства в многофазных сталях за пределами экспериментального режима путем настройки переменных [18]. Механизм упрочнения TWIP/TRIP-сталей напрямую зависит от энергии дефекта упаковки (SFE), которая в свою очередь зависит от температуры. Изучено влияние температуры на TWIP- и TRIP-эффекты в сталях с высоким содержанием марганца [19].

С целью изучения влияния легирующих элементов на TRIP-эффекты в сталях исследовали стали с содержанием Mn от 10 до 15 мас. % с различным содержанием Al, Si и C. Химический состав выбирали таким образом, чтобы энергия дефекта упаковки (SFE) находилась в пределах от 2.2 до 13 мДж/м² [20]. Установлено, что при $SFE \leq 10.5$ мДж/м² наблюдается двухстадийное TRIP-превращение, а при $SFE \geq 11.9$ мДж/м² наблюдается TWIP-эффект. Также установлено влияние Al на микроструктуру и механизмы деформации TRIP-сталей [21]. Стали с содержанием 2–4 мас. % Al характеризуются TRIP-эффектом; пластичность, вызванная двойникованием, наблюдалась в стали, содержащей 6 мас. % Al.

Известны многочисленные исследования превращений марганцевых сталей в твердом состоянии, меньше внимания уделено свойствам этих сталей в жидком состоянии. Отсутствуют работы, посвященные изучению взаимосвязи жидкого и твердого состояний и цепочки технология–структура–свойство. Недостаточно изучены структурно-

чувствительные свойства жидких марганцевых сталей, в том числе и удельное электросопротивление.

Авторы работы [22] исследовали особенности межчастичного взаимодействия на основе анализа удельного электросопротивления расплавов системы Fe–Mn–C. По результатам анализа изотерм удельного электросопротивления авторы [22] сделали вывод, что в расплавах Fe–Mn–C формируются кластеры карбидов марганца. С увеличением содержания в расплаве Mn происходит укрупнение кластеров Mn_xC . Установлено, что при достижении содержания Mn в расплаве 12.7 мас. % дальнейшего укрупнения кластеров Mn_xC не происходит.

В работе [23] изучена температурная зависимость удельного электросопротивления расплавов Mn–Si–C, Mn–C и Fe–Mn–C. Обнаружено наличие максимума на изотерме удельного электросопротивления расплавов системы Mn–Si–C, отвечающего соединению Mn_3Si на диаграмме состояния, который смещается в сторону с меньшей концентрацией кремния для расплавов, насыщенных углеродом.

Цель настоящей работы – изучение температурных зависимостей на предмет аномалий, свидетельствующих о структурном превращении в расплаве, и концентрационных зависимостей для определения химического состава расплава. Поскольку марганцевые стали получают преимущественно в дуговых сталеплавильных печах, концентрационные и температурные зависимости удельного электросопротивления, полученные авторами, будут актуальны для разработки режимов плавки и автоматизации процессов плавления.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Образцы сплавов Fe–Mn–C с содержанием марганца от 5 до 25 мас. % и углерода от 0.4 до 2.2 мас. % (далее составы указаны в мас. %) получены в лабораторных условиях в инертной атмосфере. Химический состав образцов (табл. 1) сплавов определяли с помощью спектрометра SPECTROMIDEX (SPECTRO Analytical Instruments GmbH, Germany).

Удельное электросопротивление ρ сплавов Fe–Mn–C в жидком состоянии измеряли по углу закручивания контейнера с исследуемым образцом, подвешенного на упругой нити, под действием вращающего магнитного поля – методом Регеля. Угол закручивания подвесной системы ϕ пропорционален удельной проводимости металла, если радиус цилиндрического образца соизмерим с его высотой [24–26]. Измерения удельного электросопротивления проведены в интер-

Таблица 1. Химический состав (мас. %) сплавов Fe–Mn–C

Сплав	Mn	C	Si	S	P
Fe–5Mn–0.4C	4.97	0.43	0.39	<0.005	<0.005
Fe–7.5Mn–0.6C	7.47	0.62	0.58	<0.005	<0.005
Fe–10Mn–1C	10.12	0.88	0.79	0.007	<0.005
Fe–12Mn–1.1C	11.94	1.11	0.83	0.008	<0.005
Fe–15Mn–1.3C	15.09	1.32	1.18	0.01	<0.005
Fe–17.5Mn–1.5C	17.53	1.53	1.37	0.012	<0.005
Fe–20Mn–1.8C	20.34	1.77	1.59	0.014	0.005
Fe–25Mn–2.2C	25.03	2.18	1.95	0.017	0.007

Примечание. Остальное – железо.

вале температур 1340–1810°C в режиме нагрева и последующего охлаждения образца. Рабочую камеру предварительно вакуумировали до 0.001 Па. Затем запускали гелий до давления $\sim 10^5$ Па. Образцы выдерживали в камере с инертной средой в течение 5–8 мин при температуре 1340°C, затем осуществляли нагрев до 1810°C с шагом 30–40°C. Удельное электросопротивление измеряли на оригинальной установке, описанной в работе [27] (рис. 1). Отсчет угла закручивания системы проводился по стационарному положению “зайчика” на полупрозрачной шкале. Систематическая погрешность измерения ρ составляла 3%, а случайная погрешность, определяющая разброс точек в ходе одного опыта, при доверительной вероятности $P = 0.95$ не превышала 1.5%.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Результаты измерения удельного электросопротивления расплавов Fe–Mn–C представлены на рис. 2 и согласуются с данными [23]. Во всех опытах наблюдалось расхождение температурных зависимостей удельного электросопротивления, измеренных в режиме нагрева и последующего охлаждения образца, т.е. гистерезис. В режиме нагрева величина удельного электросопротивления расплава оказалась значительно ниже, чем при охлаждении, что сопровождалось значительным уменьшением температурного коэффициента удельного электросопротивления. В опытах с расплавами Fe–5.0Mn–0.5C, Fe–7.5Mn–0.6C, Fe–10.0Mn–0.9C и Fe–17.5Mn–1.5C обнаружен излом температурной зависимости удельного электросопротивления при нагреве до температур 1550–1680°C, который также сопровождался скачкообразным уменьшением температурного коэффициента удельного электросопротивления. Согласно [28], гистерезис температурных зависимостей удельного электросопротивления многокомпонентного

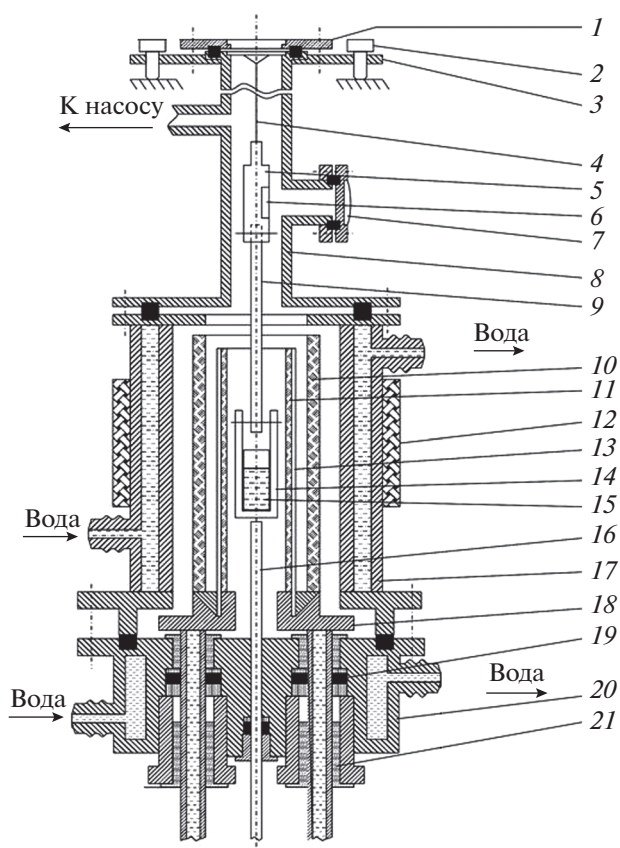


Рис. 1. Схема установки для измерения удельного электросопротивления методом Регеля: 1 – крышка; 2 – регулировочные упоры; 3 – верхний фланец; 4 – нихромовая нить; 5 – текстолитовая втулка; 6 – зеркальце; 7 – фокусирующая линза; 8 – вертикальная труба; 9 – керамический шток; 10 – экраны из карбонитрида бора и молибдена; 11 – корундовый экран; 12 – катушки, закручивающие образец; 13 – молибденный нагреватель; 14 – керамический контейнер; 15 – тигель из оксида бериллия с образцом; 16 – термopара; 17 – водоохлаждаемый корпус; 18 – водоохлаждаемые токоподводы; 19 – резиновое уплотнение; 20 – нижний водоохлаждаемый фланец; 21 – втулка.

расплава свидетельствует о структурном переходе в расплаве при нагреве до определенной для каждого состава температуры t^* – разрушении микронеоднородного состояния. Значение температуры t^* для расплавов Fe–Mn–C определяется по началу высокотемпературного совпадающего участка политерм нагрева и охлаждения и изменяется от 1600 до 1750°C (рис. 2). По представлению авторов, жидкие металлические сплавы Fe–Mn–C в определенном интервале температур и концентраций являются многофазными системами и представляют собой химически и структурно микронеоднородные среды. Экспериментальное изучение эффективных значений электросопротивления расплавов Fe–Mn–C в режиме нагрева и последующего охлаждения образца позволяет определить температуру t^* , при нагреве до которой происходит структурный переход от гетерогенного расплава к расплаву со статистическим распределением атомов.

Отдельно обсудим уменьшение температурного коэффициента удельного сопротивления dp/dt жидких сплавов Fe–Mn–C (рис. 2). По представлениям Nagel и Таус [29], близость к нулю величины dp/dt свидетельствует о наличии избыточного свободного объема в расплаве. Наличие избыточного свободного объема в свою очередь является предпосылкой аморфизации металла при последующем охлаждении и кристаллизации. Когда dp/dt близко к нулю число электронов проводимости z , а следовательно, и волновое число

Ферми k_F увеличиваются: $k_F = \left(\frac{3\pi^2 z}{\Omega}\right)^{\frac{1}{3}}$. В соответствии представлениями Т.Е. Faber, J.M. Ziman [30], в данном случае определяющим моментом является рост величины структурного фактора $a(2k_F)$. Когда удвоенный волновой вектор Ферми $2k_F$ становится равным волновому числу, соответствующему положению 1-го пика структурного фактора ($2k_F = K_p$), электросопротивление достигает максимального значения. В области, где $2k_F \approx K_p$, температурный коэффициент электросопротивления dp/dt близок к нулю или отрицателен, так как с ростом температуры уменьшается высота 1-го пика структурного фактора. Условие $2k_F = K_p$ лежит в основе представлений Nagel и Таус [29] о процессе аморфизации металлических сплавов: при выполнении условия $2k_F = K_p$ возникает потенциальный барьер для зарождения кристаллитов, понижается температура плавления (температура эвтектики) и повышается температура стеклования, что и способствует аморфизации.

По результатам измерений построены концентрационные зависимости удельного электросопротивления

расплавов Fe–Mn–C (рис. 3). Отмечено, что при содержании Mn более 12 мас. % удельное электросопротивление меняется слабо, как отмечено в работе [23], что свидетельствует о наличии микронеоднородностей в расплаве. Примечательно, что при нагреве расплавов выше 1700°C происходит размытие отмеченного участка концентрационной зависимости со слабым изменением ρ от состава. Такое поведение свидетельствует о разрушении микронеоднородностей в расплаве и переходе его в гомогенное состояние.

С целью теоретического определения t^* авторами проведен расчет удельного электросопротивления сплава Fe–10Mn–1C в жидком состоянии для интервала температур 1200–2000°C. Температура t^* понималась как температура, при нагреве до которой проводимость гетерогенного жидкого сплава Fe–10Mn–1C становится равной проводимости раствора Mn и C в Fe с однородным распределением атомов. Сплав Fe–10Mn–1C как гетерогенная система представлялся в виде матрицы из жидкого раствора Fe–C и кластеров Mn. Эффективное удельное электросопротивление сплава Fe–10Mn–1C в жидком состоянии как гетерогенной системы рассчитывали в рамках теории проводимости неоднородных сред [31].

Расчет был проведен четырьмя способами, при этом определены температурные зависимости $\rho_{эф}$, $\rho_{из}$ и $\rho_{вз}$. Величины $\rho_{из}$ и $\rho_{вз}$ рассчитаны по выражениям, полученными Г.Н. Дульневым и В.В. Новиковым для неоднородных сред на основе метода элементарной ячейки для геометрических моделей изолированных и взаимопроникающих включений с комбинированным дроблением изотермическими и адиабатическими плоскостями соответственно:

$$\rho_{из} = \rho_1 \left(1 - \frac{m_2}{(1-v)^{-1} + (1+m_2)(1-m_2^{\frac{2}{3}})(1+m_2^{\frac{1}{3}})} \right)^{-1}, \quad (1)$$

$$\rho_{вз} = \rho_1 \left(c^2 + v(1-c)^2 + \frac{2c(1-c)}{c - c/v + 1/v} \right)^{-1}, \quad (2)$$

где $\rho_{из}$ – удельное электросопротивление гетерогенного жидкого сплава Fe–10Mn–1C в модели изолированных включений; $\rho_{вз}$ – удельное электросопротивление гетерогенного жидкого сплава в модели взаимопроникающих включений; ρ_1 – удельное электросопротивление матрицы (среды); $v = \rho_1/\rho_2$ – отношение удельного электросопротивления среды к удельному электросопротивлению кластера (включения); m_2 – объемная доля кластеров (включений); c – положительный корень кубического уравнения $2c^3 - 3c^2 + 1 = m_2$.

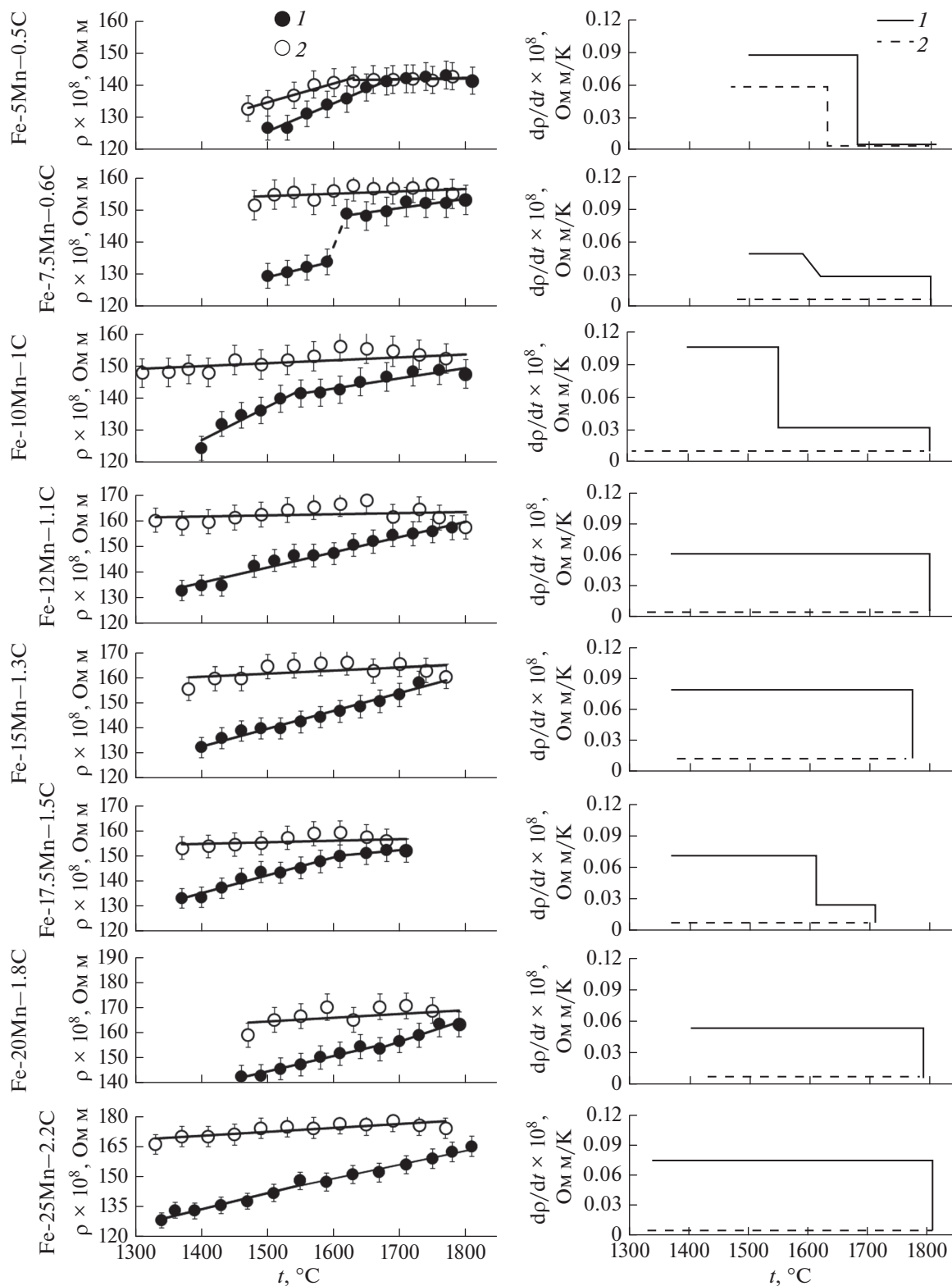


Рис. 2. Температурные зависимости удельного электросопротивления расплавов Fe–Mn–C и температурного коэффициента удельного электросопротивления: 1 – нагрев, 2 – охлаждение.

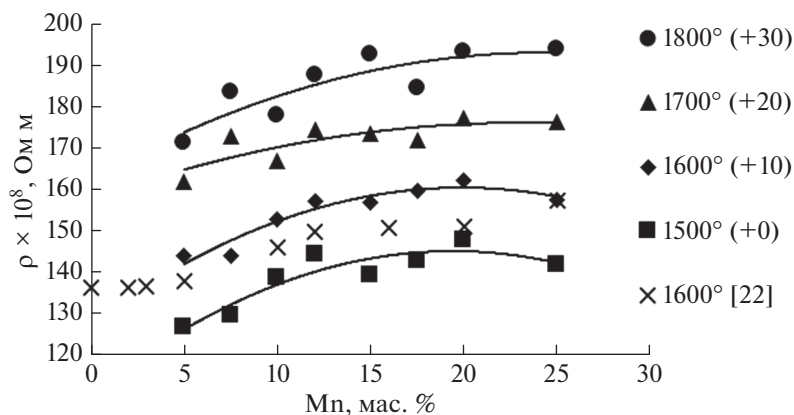


Рис. 3. Концентрационные зависимости удельного электросопротивления расплавов Fe–Mn–C в режиме нагрева (в круглых скобках указана величина смещения).

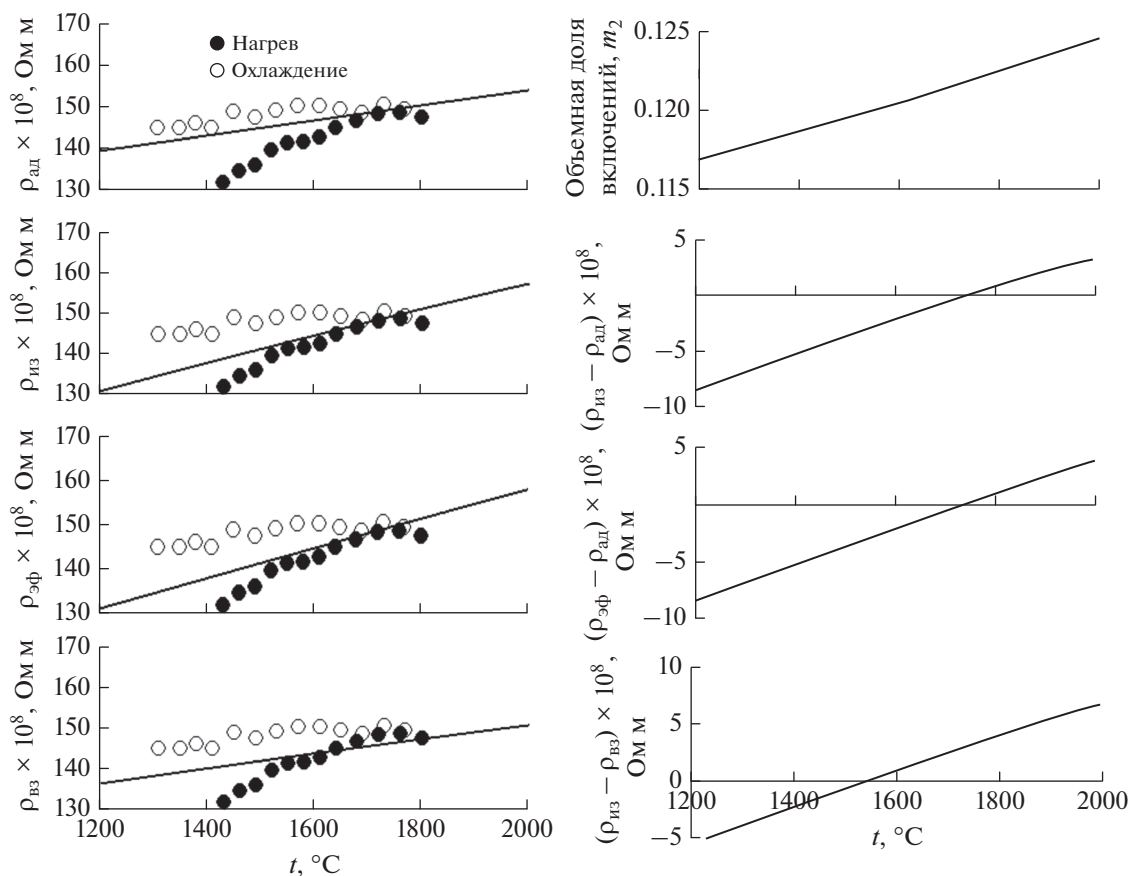


Рис. 4. Температурные зависимости удельного электросопротивления сплава Fe–10Mn–1C в жидком состоянии и объемной доли кластеров m_2 , а также рассчитанного по формулам (1)–(3).

Величина $\rho_{эф}$ рассчитана по формуле В.И. Оде-левского:

$$\rho_{эф} = \rho_1 \left(1 - m_2 \left(\frac{1}{1-\nu} - \frac{1-m_2}{3} \right)^{-1} \right)^{-1}. \quad (3)$$

Мы предположили, что при нагреве жидкого сплава Fe–Mn–C до температуры t^* произойдет структурный переход от гетерогенной системы к однородному на атомном уровне раствору марганца и углерода в железе. Расчет удельного элек-

тросопротивления гомогенного раствора марганца и углерода в железе ($\rho_{ад}$) проводили по аддитивной зависимости с использованием взятых из литературы [22, 32–34] опытных данных о $\rho_{Mn}(t)$ и $\rho_{Fe-C}(t)$. Установлено значение $t^* = 1730^\circ\text{C}$, при котором электросопротивление гетерогенной системы с изолированными включениями становится равным электросопротивлению раствора марганца и углерода в железе со статистическим распределением атомов, по температурным зависимостям $\rho_{эф} - \rho_{ад}$, $\rho_{из} - \rho_{ад}$ и $\rho_{вз} - \rho_{ад}$ (рис. 4).

Мы интерпретировали полученный результат как модель структурного перехода от гетерогенной системы к однородному раствору марганца и углерода в железе со статистическим распределением атомов при нагреве до t^* (рис. 4). Важно, что определенное таким образом значение $t^* = 1730^\circ\text{C}$ для расплава Fe–10Mn–1C согласуется с экспериментально определенным значением температуры $t^* = 1680^\circ\text{C}$ начала совпадающего участка температурных зависимостей в режиме нагрева и охлаждения, которая понимается как температура перехода из микрогетерогенного состояния в гомогенное (рис. 2).

Значения удельного электросопротивления сплава Fe–10Mn–1C в жидком состоянии, определенные по аддитивной зависимости, согласуются с экспериментальными данными, полученными в режиме охлаждения (рис. 4). Обращает на себя внимание, что переход от гетерогенной системы с изолированными включениями к системе с взаимопроницаемыми включениями наблюдается при нагреве до 1550°C (рис. 4), что соответствует температуре, при которой наблюдаются излом температурной зависимости удельного электросопротивления и скачкообразное уменьшение температурного коэффициента удельного электросопротивления расплава Fe–10Mn–1C, – 1550°C .

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Методом вращающего магнитного поля измерено удельное электросопротивление сплавов Fe–Mn–C с содержанием марганца от 5 до 25 мас. % и содержанием углерода от 0.4 до 2.2 мас. % в жидком состоянии. Во всех опытах наблюдалось расхождение температурных зависимостей удельного электросопротивления, определенных в режиме нагрева и последующего охлаждения образца, т.е. гистерезис. В режиме нагрева величина удельного электросопротивления расплава была значительно ниже, чем при последующем охлаждении, что сопровождалось уменьшением температурного коэффициента удельного электросопротивления. В опытах с расплавами (мас. %) Fe–5.0Mn–0.5C, Fe–7.5Mn–0.6C, Fe–10.0Mn–0.9C и

Fe–17.5Mn–1.5C также обнаружен излом температурной зависимости удельного электросопротивления при нагреве до температур $t^* 1550$ и 1680°C , который сопровождается скачкообразным уменьшением температурного коэффициента удельного электросопротивления. Установлено, что с ростом содержания марганца и углерода в сплаве его удельное электросопротивление увеличивается, а температурный коэффициент удельного электросопротивления уменьшается.

Результаты измерения удельного электросопротивления расплавов Fe–Mn–C обсуждены в рамках представлений о структурных переходах при нагреве до определенной для каждого состава температуры t^* – разрушении микронеоднородного состояния. Определена температура t^* , при нагреве до которой происходит структурный переход от гетерогенного расплава к расплаву со статистическим распределением атомов. Значение t^* при увеличении содержания Mn и C в сплаве увеличивается от 1600 до 1750°C .

Рассмотрена модель структурного перехода в расплавах Fe–Mn–C от гетерогенной системы к однородному на атомном уровне раствору марганца и углерода в железе при нагреве до t^* . Выполнен расчет эффективного значения удельного электросопротивления сплава Fe–10Mn–1C в жидком состоянии как гетерогенной системы в рамках теории проводимости неоднородных сред. Расчет удельного электросопротивления гомогенного раствора марганца и углерода в железе проведен по аддитивной зависимости. Установлено значение температуры $t^* = 1730^\circ\text{C}$, при которой электросопротивление гетерогенной системы становится равным электросопротивлению раствора марганца и углерода в железе со статистическим распределением атомов. Обращает на себя внимание, что определенное таким образом значение температуры $t^* = 1730^\circ\text{C}$ для расплава Fe–10Mn–1C согласуется с экспериментально определенным значением $t^* = 1680^\circ\text{C}$.

БЛАГОДАРНОСТЬ

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 19-33-90198.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Popova N., Dement T., Nikonenko E., Kurzina I., Kozlov E.* Structure and Phase Composition of Manganese Steels Modified by Alloying Elements // AIP Conf. Proc. 2017. V. 1800. № 1. P. 030001. <https://doi.org/10.1063/1.4973033>
2. *Давыдов Н.Г.* Высокомарганцевая сталь. М.: Металлургия, 1979. 176 с.

3. *Волынова Т.Ф.* Высокомарганцовистые стали и сплавы. М.: Металлургия, 1988. 341 с.
4. *Волков В.Н., Дибров А.Б., Андронов П.П.* Влияние структур высокомарганцевой стали 110Г13Л на магнетизм и механические свойства отливок // Вестн. ВКГТУ. 2005. № 1. С. 8–14.
5. *Казанцева В.В., Квеглис Л.И., Носков Ф.М., Абылкалькова Р.Б. и др.* Сплавы железо–марганец–углерод с аномальным объемом кристаллической решетки // Изв. РАН. Сер. физ. 2008. Т. 72. № 8. С. 1256–1258.
6. *Синицкий Е.В., Нефедьев А.А., Ахметова А.А., Овчинникова М.В. и др.* Обзор результатов исследований, направленных на улучшение свойств отливок из высокомарганцевой стали // Литейное производство. 2016. № 2. С. 45–57.
7. *Chen C., Lv B., Feng X., Zhang F., Beladi H.* Strain Hardening and Nanocrystallization Behaviors in Hadfield Steel Subjected to Surface Severe Plastic Deformation // Mater. Sci. Eng., A. 2018. V. 729. P. 178–184. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.05.059>
8. *Ten E.B., Likhoholov E.Y.* Control of 110G13L Steel Smelting on the Basic of Oxygen-Activity Measurement // Steel Transl. 2012. V. 42. № 1. P. 25–27. <https://doi.org/10.3103/S0967091212010196>
9. *Вдовин К.Н., Феоктистов Н.А., Горленко Д.А. и др.* Исследование влияния процесса кристаллизации стали марки 110Г13Л на ее свойства // Литейные процессы. 2016. № 14. С. 29–36.
10. *Буданов Е.Н.* Производство отливок из стали 110Г13Л технологией вакуумно-пленочной формовки // Литейное производство. 2014. № 9. С. 30–35.
11. *Grässel O., Frommeyer G.* Effect of Martensitic Phase Transformation and Deformation Twinning on Mechanical Properties of Fe–Mn–Si–Al Steels // Mater. Sci. Technol. 1998. V. 14. № 14. P. 1213–1217. <https://doi.org/10.1179/mst.1998.14.12.1213>
12. *Frommeyer G., Brüx U., Neumann P.* Supra-Ductile and High-Strength Manganese-TRIP/TWIP Steels for High Energy Absorption Purposes // ISIJ Int. 2003. V. 43. P. 438–446. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.43.438>
13. *Grässel O., Krüger L., Frommeyer G., Meyer L.W.* High Strength Fe–Mn–(Al, Si) TRIP/TWIP Steels Development – Properties – Application // Int. J. Plast. 2000. V. 16. № 10. P. 1391–1409. [https://doi.org/10.1016/S0749-6419\(00\)00015-2](https://doi.org/10.1016/S0749-6419(00)00015-2)
14. *Huang B.X., Wang X.D., Rong Y.H., Wang L., Jin L.* Mechanical Behavior and Martensitic Transformation of an Fe–Mn–Si–Al–Nb Alloy // Mater. Sci. Eng., A. 2006. V. 438–440. P. 306–311. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.02.150>
15. *Martin S., Wolf S., Martin U., Krüger L., Rafaja D.* Deformation Mechanisms in Austenitic TRIP/TWIP Steel as a Function of Temperature // Metall. Mater. Trans. A. 2016. V. 47. P. 49–58. <https://doi.org/10.1007/s11661-014-2684-4>
16. *Galindo-Nava E.I., Rivera-Díaz-del-Castillo, P.E.J.* Understanding Martensite and Twin Formation in Austenitic Steels: A Model Describing TRIP and TWIP Effects // Acta Mater. 2017. V. 128. P. 120–134. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2017.02.004>
17. *Malamud F., Castro F., Maria Guerrero L., Sade M., Baruj A.* High-Precision Face-Centered Cubic-Hexagonal Close-Packed Volume-Change Determination in High-Mn Steels by X-ray Diffraction Data Refinements // J. Appl. Crystallogr. 2020. V. 53. P. 34–44. <https://doi.org/10.1107/S1600576719015024>
18. *Benzing J.T., Liu Y., Zhang X., Raabe D., Wittig J.E.* Experimental and Numerical Study of Mechanical Properties of Multi-Phase Medium-Mn TWIP-TRIP Steel: Influences of Strain Rate and Phase Constituents // Acta Mater. 2019. V. 177. P. 250–265. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2019.07.036>
19. *Madivala M., Schwedt A., Wong S.L., Prahl U., Bleck W.* Temperature Dependent Strain Hardening and Fracture Behavior of TWIP Steel // Int. J. Plast. 2018. V. 104. P. 80–103. <https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2018.02.001>
20. *Field D.M., Qing J., Van Aken D.C.* Chemistry and Properties of Medium-Mn Two-Stage TRIP Steels // Metall. Mater. Trans. A. 2018. V. 49. P. 4615–4632. <https://doi.org/10.1007/s11661-018-4798-6>
21. *Injeti V.S.Y., Li Z.C., Yu B., Cai Z.H., Ding H.* Macro to Nanoscale Deformation of Transformation-Induced Plasticity Steels: Impact of Aluminum on the Microstructure and Deformation Behavior // J. Mater. Sci. Technol. 2018. V. 34. № 5. P. 745–755. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2017.11.011>
22. *Вержболович С.А., Сингер В.В., Радовский И.З. и др.* Удельное электросопротивление и особенности межчастичного взаимодействия в расплавах Fe–Mn–C // Изв. вузов. Черная металлургия. 1985. № 2. С. 66–68.
23. *Востряков А.А., Ватолин Н.А., Есин О.А.* Вязкость и электросопротивление расплавов марганца с кремнием, железом и углеродом // Журн. неорган. химии. 1964. Т. 9. № 8. С. 1911–1914.
24. *Арсентьев П.П., Яковлев В.В., Крашенинников М.Г. и др.* Физико-химические методы исследования металлургических процессов. М.: Металлургия, 1988. 551 с.
25. *Воронков В.В., Иванова И.И., Туровский Б.М.* О применении метода вращающегося магнитного поля для измерения электропроводности расплавов // Магнитная гидродинамика. 1973. № 2. С. 147–149.
26. *Рябина А.В., Кононенко В.И., Ражбабов А.А.* Безэлектродный метод измерения электросопротивления металлов в твердом и жидком состояниях и установка для его реализации // Расплавы. 2009. № 1. С. 34–42.
27. *Тягунов Г.В., Целев В.С., Баум Б.А. и др.* Измерение удельного электрического сопротивления методом вращающегося магнитного поля // Завод. лаб. 2003. Т. 69. № 2. С. 36–38.
28. *Тягунов А.Г., Барышев Е.Е., Тягунов Г.В. и др.* Систематизация политерма физических свойств металли-

- ческих расплавов // Изв. вузов. Черная металлургия. 2017. Т. 60. № 4. С. 310–317.
29. *Nagel S.R., Tauc J.* Nearly-Free-Electron Approach to the Theory of Metallic Glass Alloys // *Phys. Rev. Lett.* 1975. V. 35. № 6. P. 380–383.
<https://doi.org/10.1103/PhysRevLett.35.380>
30. *Faber T.E., Ziman J.M.* A Theory of the Electrical Properties of Liquid Metals // *Philos. Mag. A.* 1965. V. 11. № 109. P. 153–173.
<https://doi.org/10.1080/14786436508211931>
31. *Дульнев Г.Н., Новиков В.В.* Процессы переноса в неоднородных средах. Л.: Энергоатомиздат, 1991. 248 с.
32. *Ленинских Б.М., Белоусов А.А., Бахвалов С.Г. и др.* Транспортные свойства металлических и шлаковых расплавов: Справ. изд. / Под ред. Ватолина Н.А. М.: Металлургия, 1995. 649 с.
33. *Guntherodt H.-J., Hauser E., Kunzi H.U., Muller R.* The Electrical Resistivity of Liquid Fe, Co, Ni and Pd // *Phys. Lett. A.* 1975. V. 54. № 4. P. 291–292.
[https://doi.org/10.1016/0375-9601\(75\)90263-7](https://doi.org/10.1016/0375-9601(75)90263-7)
34. *Ono Y., Hirayama K., Furukawa K.* Electric Resistivity of Molten Fe–C, Fe–Si and Fe–C–Si Alloys // *Trans Iron Steel Inst. Jpn.* 1976. V. 16. № 3. P. 153–160.
<https://doi.org/10.2355/isijinternational1966.16.153>