

ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ

УДК 669.1'74'784:539.4.015.1

ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ СПЛАВА Fe–Mn–C НА МИКРОСТРУКТУРУ, КРИСТАЛЛИЧЕСКОЕ СТРОЕНИЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА В МИКРООБЪЕМАХ

© 2022 г. О. А. Чикова^{a, b}, Н. И. Синицин^{a, *}, Д. С. Чезганов^a

^aУральский федеральный университет, Мира, 19, Екатеринбург, 620002 Россия

^bУральский государственный педагогический университет, пр. Космонавтов, 26, Екатеринбург, 620017 Россия

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

Поступила в редакцию 24.04.2021 г.

После доработки 13.09.2021 г.

Принята к публикации 17.09.2021 г.

Представлены результаты сравнительного изучения микроструктуры, кристаллического строения и механических свойств в микрообъемах сплава Fe–25 мас. % Mn–2 мас. % C, закристаллизованного из расплава в различном структурном состоянии: гомогенном и гетерогенном. Исследование проведено средствами сканирующей электронной микроскопии (Рентгеноспектральный микроанализ (РСМА), дифракция обратно отраженных электронов (ДОЭ) и методом наноиндентирования. Установлено, что разрушение микрогетерогенности расплавов Fe–Mn–C привело к увеличению дендритного параметра, увеличению размеров кристаллитов и доли малоугловых границ при охлаждении и последующей кристаллизации. На поверхности дендритов аустенита обнаружены обогащенные марганцем ликвационные слои толщиной $\langle L \rangle = 60$ мкм с содержанием марганца 35–40%, которые приводят к деформационной неоднородности слитка. Получена оценка адгезионной прочности ликвационного слоя к телу дендрита аустенита, которая составила $K_{\text{int}} = 9.6\text{--}13.1$ МПа м^{0.5}, таким образом, наличие ликвационных слоев на поверхности дендритов аустенита не может служить причиной разрушения слитка.

Ключевые слова: сплавы Fe–Mn–C, микроструктура, кристаллическое строение, нанотвердость, модуль Юнга, условия кристаллизации

DOI: 10.31857/S0015323022010028

ВВЕДЕНИЕ

Сплавы Fe–Mn–C нашли широкое применение в качестве конструкционных материалов, обладающих уникальным сочетанием эксплуатационных характеристик: повышенным сопротивлением абразивно-ударному износу, TRIP- и TWIP-эффектами [1]. Стали с TWIP- и TRIP-эффектами привлекли внимание исследователей после того, как Frommeyer и Grassel обнаружили эффект упрочнения аустенитных сталей, легированных Mn, Al и Si пластической деформацией [2, 3]. TWIP- и TRIP стали обладают уникальным сочетанием прочности и пластичности, что объясняется конкуренцией между различными механизмами упрочнения: появлением мартенсита деформации $\gamma(\text{ГЦК}) \rightarrow \epsilon(\text{ГПУ}) \rightarrow \alpha'(\text{ОЦК})$ и образованием двойников [4]. Практически все исследования, направленные на повышение прочностных и эксплуатационных свойств готовых изделий из сплавов Fe–Mn–C, сводятся к температурному воздействию на закристаллизованный слиток или к легированию расплава. Актуальны исследования

физических свойств сплавов Fe–Mn–C в жидком состоянии с целью выяснения закономерностей изменения их структурного состояния при нагреве, влияния перегрева расплава на микроструктуру, кристаллическое строение и механические свойства закристаллизованного металла.

Закономерности изменения структуры сплавов Fe–Mn–C в жидком состоянии при нагреве авторы описывают на основе концепции микрогетерогенности жидких многокомпонентных сплавов [5]. Под микрогетерогенным состоянием расплава понимается наличие в нем дисперсных частиц, обогащенных одним из компонентов, которые взвешены в окружающей среде иного состава и отделены от нее межфазной поверхностью. Микрогетерогенное состояние разрушается в результате энергетического воздействия на расплав, например, нагрева до определенной для каждого состава температуры T^* . После необратимого разрушения микрогетерогенного состояния расплав переходит в состояние истинного раствора, изменяются условия его кристаллизации, меня-

ется микроструктура, кристаллическое строение и механические свойства слитка [6]. Концепция микрогетерогенного состояния жидких многокомпонентных сплавов [5] согласуется с представлениями о структурном переходе в расплаве “жидкость–жидкость” (Liquid–liquid structure transition, LLT) и способе температурной обработки расплава (Melt Superheating Treatment, MST).

Структурный переход “жидкость–жидкость” при определенных условиях часто наблюдается во многих расплавах и играет важную роль в формировании микроструктуры, кристаллического строения закристаллизованного металла. Применение структурного перехода “жидкость–жидкость” в качестве стратегии создания новых сплавов с заранее заданными свойствами доказало свою практичность и эффективность [7]. Kurita, Tanaka приводят экспериментальные доказательства связи между кристаллизацией и переходом жидкость–жидкость (LLT) для молекулярной жидкости – трифенилфосфита. Обнаружено, что частота зародышеобразования кристаллов резко увеличивается при кратковременном предварительном отжиге вблизи, но выше температуры спинодали LLT, что вызвано снижением межфазной энергии кристалл–жидкость из-за присутствия флуктуаций параметра порядка подобных критическим. Делается вывод о том, что можно не только контролировать частоту зародышеобразования кристаллов с помощью LLT, но и управлять их зеренной структурой, которая является решающим фактором, влияющим на механические и термические свойства кристаллических материалов [8].

Обработка расплава перегревом, или “Melt Superheating Treatment” (MST), была предложена в качестве способа улучшения механических свойств отливок в работе [9]. Большинство работ направлено на исследование влияния MST на микроструктуру и механические свойства закристаллизованного металла [10–12]. MST применяют с целью достижения эффекта сверхпрочности стали. Путем испытаний на прокаливаемость и дилатометрии показано, что MST приводит к значительному и повторяемому увеличению прокаливаемости из-за сильного замедления реакций образования перлита и бейнита из феррита [13]. Исследовано влияние MST на морфологию границы раздела между твердой и жидкой фазами (S/L) при затвердевании и установлено, что обработка расплава перегревом увеличивает стабильность поверхности раздела S/L и оказывает существенное влияние на характеристики затвердевания [14]. С помощью MST монокристаллических расплавов была получена относительно однородная микроструктура, в которой включения равномерно распределены в матрице [15, 16]. MST жидкого жаропрочного сплава на основе Ni третьего поколения позволила суще-

ственно увеличить предел прочности за счет уменьшения сегрегации примесей в междендритном пространстве [17].

Ранее на основе анализа температурных зависимостей кинематической вязкости и удельного электросопротивления расплава Fe–25% Mn–2% C определено значение температуры $T^* = 1970$ К, при нагреве до которой микрогетерогенность разрушается [18, 19]. Цель данной работы – провести сравнительный анализ микроструктуры, кристаллического строения и механических свойств в микрообъемах сплава Fe–25% Mn–2% C, закристаллизованного из расплава до и после разрушения микрогетерогенности, то есть в различном структурном состоянии: гомогенном и гетерогенном. Ранее подобное исследование авторами было проведено для стали Гадфильда (Fe–12 мас. % Mn–1 мас. % C) [20–22].

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ

В лабораторных условиях в защитной атмосфере высокочистого гелия получены образцы сплава Fe–25 мас. % Mn–2 мас. % C, закристаллизованные после нагрева расплава до $T < T^*$ и $T > T^*$, $T^* = 1970$ К [18, 19]. Скорость охлаждения слитка составляла ~ 1 К/с. Шихтовыми материалами служили карбонильное железо марки P-10 (по ГОСТ 13610-79 содержит 99.7–96.6% Fe и 0.8–1.2% C) и ферромарганец ФМн78 (по ГОСТ 4755-91 содержит 80.7% Mn, 9.5% Fe, $\sim 7\%$ C, $\sim 2\%$ Si). Химический состав образцов был определен с помощью спектрометра SPECTROMIDEX (SPECTRO Analytical Instruments GmbH, Германия). Исследование микроструктуры и кристаллического строения сплава проводили традиционными методами металлографии с помощью автоэмиссионного сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) AURIGA CrossBeam (CarlZeiss, Германия) и термоэмиссионного СЭМ EVO LS 10 (CarlZeiss, Германия). При финишной подготовке образцов для электронно-микроскопического исследования использовали прецизионную специализированную машину для шлифования с микропроцессорным управлением и электронным контролем плоскостности PM5 (Logitech, Великобритания). Полировку проводили на финальной стадии коллоидной суспензией SiO_2 для удаления аморфизованного слоя.

Микроскопы были оборудованы аналитическими системами для исследования элементного состава поверхности методом рентгеноспектрального микроанализа (РСМА) и исследования кристаллической структуры поверхности методом дифракции отраженных электронов (ДОЭ).

Для проведения ДОЭ исследования поверхности использовали систему анализа микродифракции отраженных электронов HKL EBSD Channel 5

(Oxford Instruments, Великобритания), для РСМА – Inca Energy и Aztec (Oxford Instruments, Великобритания).

Получение, обработку и анализ полученных данных проводили с помощью программных продуктов Aztec, Flamenco Acquisition, Tango (Oxford Instruments, Великобритания). ПО Aztec предназначено для управления рентгеновским детектором и получения рентгеновских спектров, используется для построения карт или профилей распределения химических элементов в поверхностном слое, а также для сохранения и экспорта данных с целью их последующей обработки и анализа в других программных пакетах. ПО Flamenco Acquisition используется для получения дифракционных картин, автоматической индексации кристаллических ориентаций и фаз, картирования и поточечного сбора данных с исследуемых областей с целью последующей обработки и анализа данных в других программных пакетах. ПО Tango – программный инструмент для построения и анализа такого широкого многообразия карт, полученных из данных ДОЭ, как ориентационные карты, карты межзеренных границ, фазовые карты, карты фактора Тейлора и др. ПО Tango также используется для автоматического определения размеров зерен и построения гистограм разориентации. Исследование методом ДОЭ производили при ускоряющем напряжении 30 кВ и токе электронного зонда 6 нА. Для построения карт проводили сканирование области размером 800 × 800 мкм с шагом 2 мкм. Для детального исследования особенностей структурных состояний были построены карты ориентации кристаллитов в формализме углов Эйлера, гистограммы фактора Шмида, а также гистограммы разориентаций.

Механические характеристики (модуль Юнга, твердость) сплавов Fe–Mn–C в микрообъемах измеряли методом наноиндентирования на приборе “НаноСкан-4D” в соответствии с требованиями ISO 14577. Измерения проводили в условиях непрерывного нагружения с линейно возрастающей нагрузкой до 50 мН при комнатной температуре. Нагрузка и разгрузка индентора, а также запись диаграммы $P-h$ (приложенная нагрузка – глубина вдавливания) производились автоматически. Управление работой нанотвердомера осуществлялось с помощью ПО NanoScanDevice, а получение, хранение и статистическая обработка результатов измерений – ПО NanoScanViewer. Нанотвердость и модуль Юнга дендритов определяли в результате 50 измерений для каждой из областей. Для обработки результатов механических испытаний материалов использовали метод Oliver&Pharr [23]. Погрешность определения твердости H (ГПа) на нанотвердомере “НаноСкан-4D” – 4%, модуля Юнга E (ГПа) – 7%.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Изучено влияние разрушения микрогетерогенности расплавов Fe–25% Mn–2% C на микроструктуру, кристаллическое строение и механические свойства в микрообъемах твердых образцов. В микроструктуре сплава Fe–25% Mn–2% C наблюдаются дендриты аустенита и междендритное пространство, заполненное феррито-перлитной смесью с карбидами пластинчатой морфологии и карбонитридами. Для всех исследованных образцов, вне зависимости от условий кристаллизации, на поверхности дендритов аустенита обнаружены слои с содержанием марганца ~35–40% толщиной $\langle L \rangle = 60$ мкм (рис. 1). По полученным данным о микроструктуре оценили расстояния между вторичными ветвями дендритов до и после нагрева расплава до $T < T^*$ и $T > T^*$ ($T^* = 1970$ К). Установлено, что разрушение микрогетерогенности расплава приводит к увеличению дендритного параметра D (расстояния между вторичными ветвями дендритов) литой структуры, что свидетельствует об уменьшении числа центров кристаллизации (рис. 1). Оба фактора приводят к увеличению химической неоднородности закристаллизованного слитка.

Химическая неоднородность слитка в свою очередь вызывает неоднородность механических свойств металла в микрообъемах: модуля Юнга и нанотвердости. На рис. 2 показаны карты распределения модуля Юнга и нанотвердости, измеренные методом наноиндентирования для сегрегационного слоя, богатого марганцем, и в объеме дендрита аустенита. Полученные значения твердости и модуля Юнга для ликвационного слоя превышают соответствующие значения для тела дендрита аустенита. На гистограммах H (ГПа) и E (ГПа) для всех исследованных образцов Fe–Mn–C отсутствуют выраженные пики, они широкие и мультимодальные, что указывает на неоднородность механических свойств материала в микрообъемах (рис. 2). Появление на поверхности дендритов слоя, обогащенного марганцем, приводит к деформационной неоднородности дендрита и может быть причиной разрушения металла в процессе эксплуатации.

На основании данных наноиндентирования рассчитали величину адгезии ликвационного слоя к телу дендрита аустенита (K_{int}) [24]:

$$\left(\frac{E}{H}\right)_{\text{int}}^{1/2} = \frac{\left(\frac{E}{H}\right)_S^{1/2}}{1 + \left(\frac{H_S}{H_R}\right)^{1/2}} + \frac{\left(\frac{E}{H}\right)_S^{1/2}}{\left(\frac{H_R}{H_S}\right)^{1/2}}, \quad (1)$$

$$K_{\text{int}} = 0.015 \frac{P_C}{a_c^{3/2}} \left(\frac{E}{H}\right)_{\text{int}}^{1/2}, \quad (2)$$

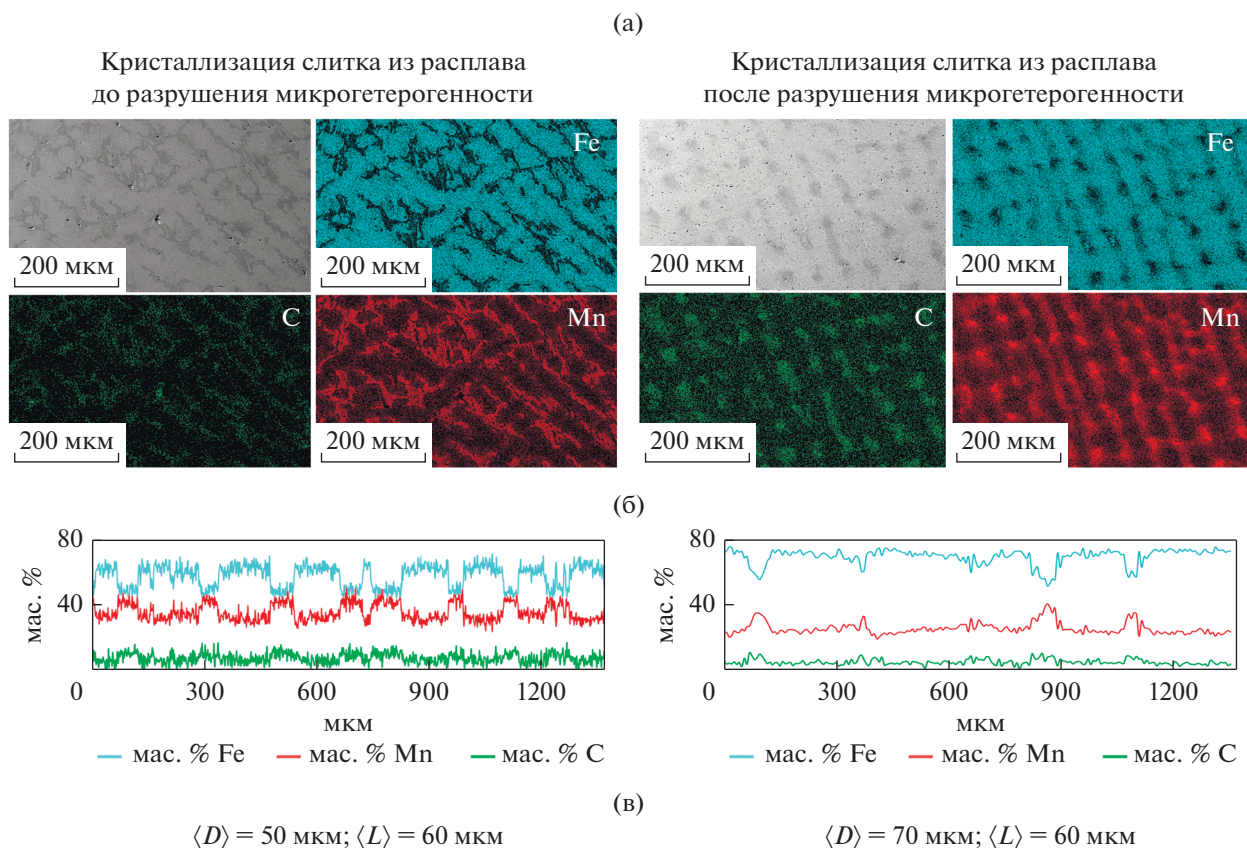


Рис. 1. Результаты РСМА-анализа сплава Fe–25% Mn–2% C, закристаллизованного до и после разрушения микрогетерогенного состояния расплава: а – СЭМ-изображения и карты распределения элементов по области сканирования; б – профиль распределения элементов вдоль линии сканирования; в – определенные величины дендритного параметра D и толщины ликвационного слоя L .

где H и E – твердость и модуль Юнга, индексы S и R для дендрита и ликвационного слоя, соответственно.

Значения нагрузки P_c и длины трещины a_c определяли по излому на кривых $\ln a(\ln P)$ при наоиндентировании.

Определили величину энергии разрушения на границе ликвационного слоя и тела дендрита аустенита G_c :

$$G_c = K_{\text{int}}^2 (1 - \nu) / E, \quad (3)$$

где E и ν – модуль Юнга и коэффициент Пуассона сплава соответственно.

Обнаружено, что адгезия слоя, обогащенного марганцем к телу дендрита K_{int} для сплава Fe–25 мас. % Mn–2 мас. % C, закристаллизованного после разрушения микрогетерогенного состояния, увеличилась в 1.4 раза; также увеличилась энергия разрушения G_c в 1.9 раз (рис. 2г). Величина адгезии и энергии разрушения выше соответствующих значений для износостойких

покрытий, нанесенных газоплазменным напылением ($K_{\text{int}} = 5.2 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{0.5}$; $G_c = 516 \text{ Дж/м}^2$) [25].

Средствами ДОЭ-анализа изучена кристаллическая структура сплава Fe–Mn–C, закристаллизованного до и после разрушения микрогетерогенного состояния расплава (результаты представлены в виде карт ориентации кристаллитов в формализме углов Эйлера, гистограмм разориентации и гистограмм фактора Шмида на рис. 3). Понятие кристаллита в базирующей на ДОЭ-анализе микроскопии отличается от понятий зерна в традиционных методах оптической и электронной микроскопии. В ДОЭ структура материала воссоздается по результатам поточечного кристаллографического анализа. Две соседние точки считаются принадлежащими одному и тому же кристаллиту, если разориентировка между ними не превышает толерантный угол (в данном исследовании – 5°). Разрушение микрогетерогенности расплава привело к увеличению размера кристаллитов при последующем охлаждении и кристаллизации. Карта ориентации демонстрирует большое количество неиндексированных

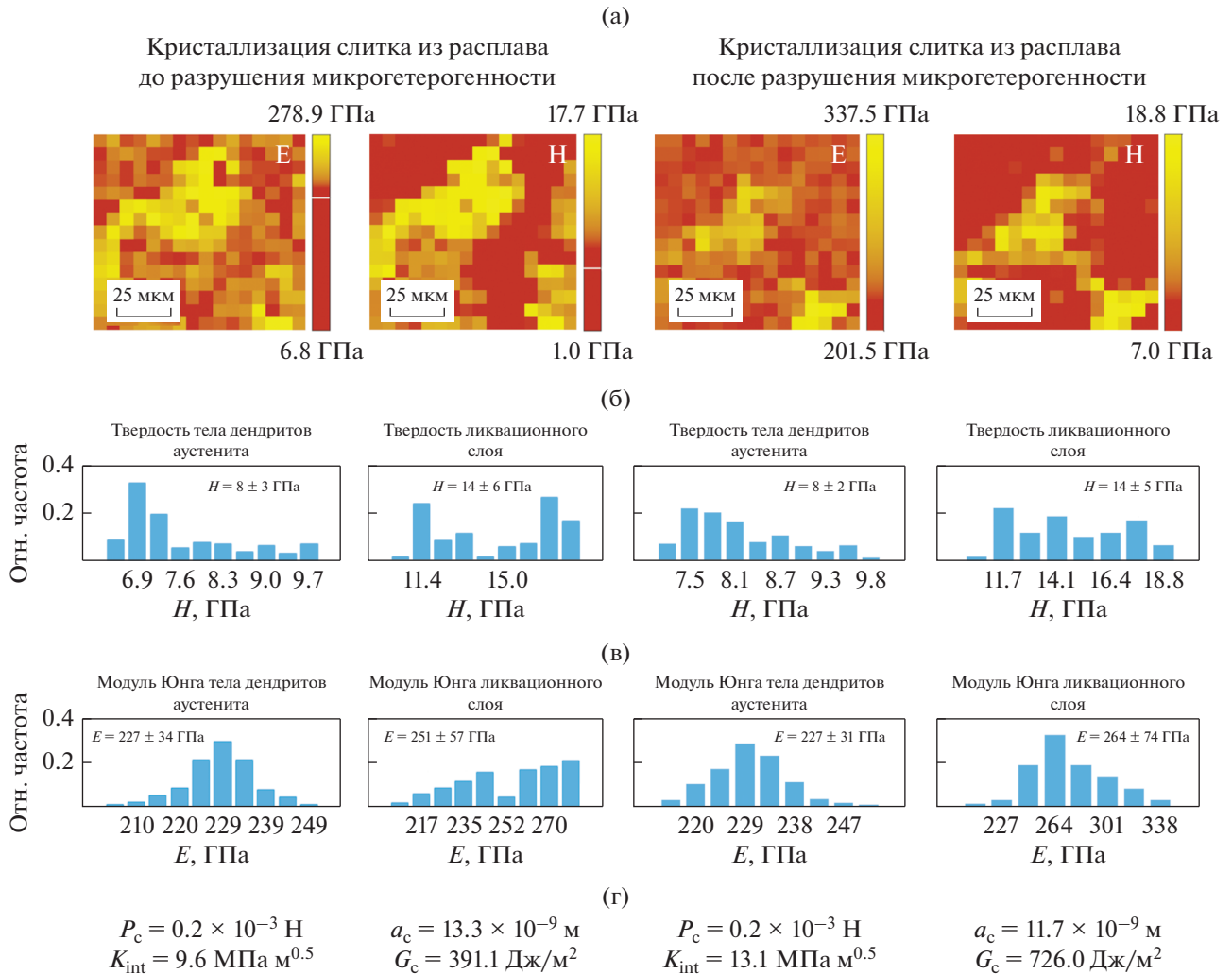


Рис. 2. Результаты наноиндентирования сплава Fe–25% Mn–2% C, закристаллизованных до и после разрушения микрогетерогенного состояния расплава: а – карты распределения модуля Юнга E (ГПа) и твердости H (ГПа), б – гистограммы твердости тела дендрита аустенита и ликвационного слоя, в – гистограмма модуля Юнга тела дендрита аустенита и ликвационного слоя, г – значения нагрузки P_c и длины трещины a_c , определенные по излому на кривых $\ln a(\ln P)$ при наноиндентировании на границе тела дендрита и ликвационного слоя; величины адгезии ликвационного слоя к телу дендрита аустенита K_{int} и энергии разрушения по границе тела дендрита аустенита и ликвационного слоя G_c .

областей и градиент ориентации внутри зерен, которые объясняются появлением деформационных неоднородностей из-за условий кристаллизации (рис. 3). Представлены гистограммы распределения по углам разориентации кристаллитов. Коррелированное распределение на гистограммах разориентации границ кристаллитов (синий цвет) показывает разориентацию между соседними точками, а некоррелированное (красный цвет) показывает разориентацию между случайно выбранными точками в наборе данных. Теоретическая кривая отображает то, что можно было бы ожидать от случайного набора ориентаций. Коррелированное распределение демонстрирует большее количество малоугловых границ, то есть с углом разориентации менее 15° , которые меньше пред-

ставлены в некоррелированном распределении. По разнице между некоррелированными разориентациями и теоретической кривой был сделан вывод о степени текстурированности металла – текстурированность выше у слитков, закристаллизованных после разрушения микрогетерогенности. Обнаружено увеличение относительной доли малоугловых границ в коррелированном и некоррелированном распределении для слитков, закристаллизованных после разрушения микрогетерогенности (рис. 3). Известно, что малоугловые границы металлических материалов обладают высоким сопротивлением распространению трещин [26, 27]. Установлено, что увеличение доли малоугловых и специальных границ повышает коррозионную стойкость металла [28–30].

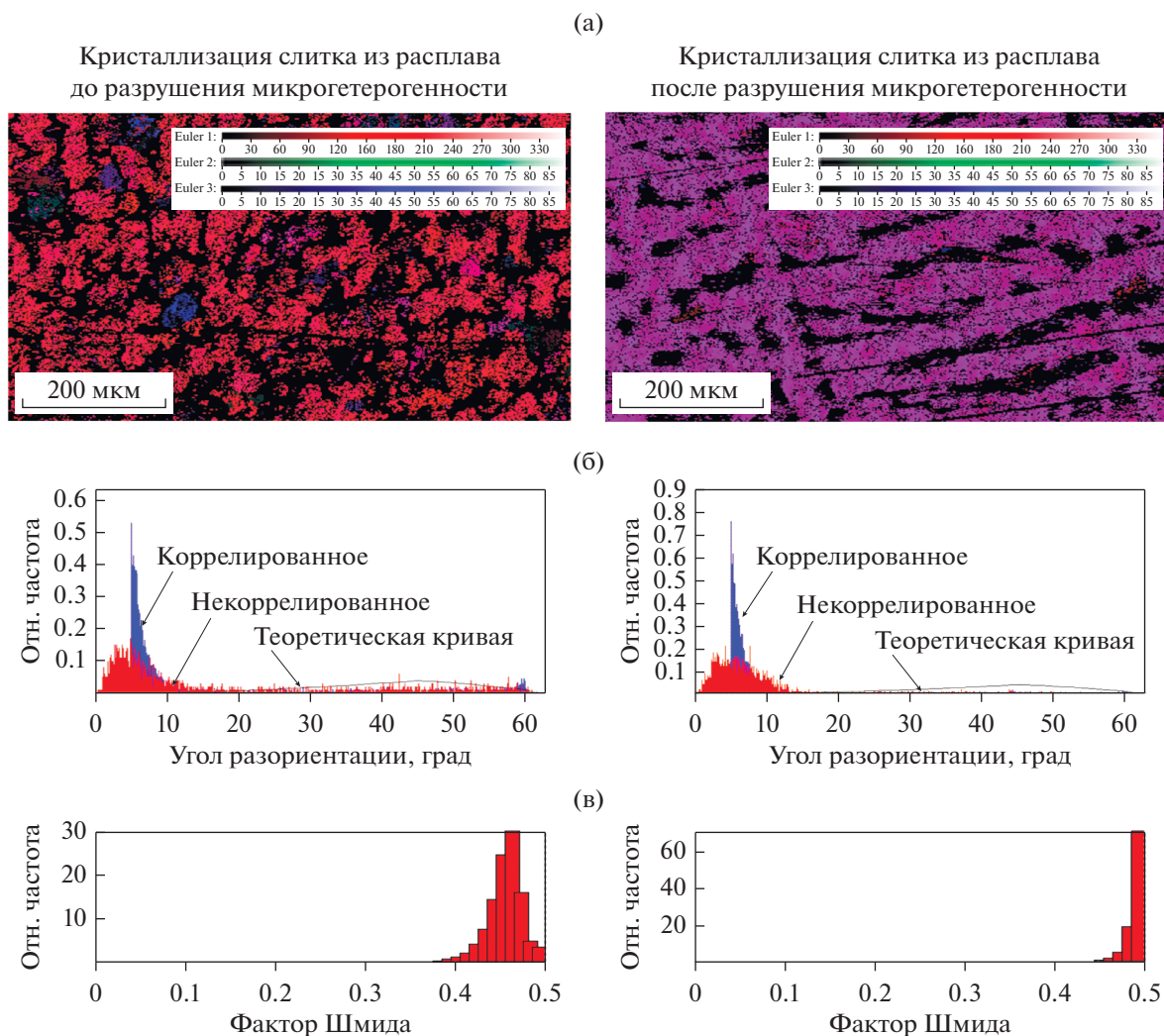


Рис. 3. Результаты ДОЭ-анализа сплава Fe–25.0% Mn–2.2% С, закристаллизованного до и после разрушения микрогетерогенного состояния расплава: а – карты распределения кристаллографических ориентаций, б – гистограммы распределения по углам разориентации, в – гистограммы фактора Шмида.

По результатам ДОЭ-анализа построены гистограммы фактора Шмида для системы деформации (111) [011] при нагружении параллельно оси OZ (рис. 3в). Как известно, приложенное механическое напряжение σ и напряжение сдвига τ в системе скольжения связаны соотношением: $\tau = m\sigma$, где $m = \cos \lambda \cos \chi$ – фактор Шмида (фактор ориентировки), λ – угол между направлением скольжения и осью деформации; χ – угол между нормалью к плоскости скольжения и осью деформации. На гистограммах фактора Шмида не обнаружено неоднородности механических свойств в микрообъемах слитка, что связано с наличием на картах распределения кристаллографических ориентаций (рис. 3а) большого количества неиндексированных областей. В результате разрушения микрогетерогенного состоя-

ния расплава пик гистограммы фактора Шмида смещается в сторону больших значений.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Изучено влияние разрушения микрогетерогенного состояния расплава Fe–25 мас. % Mn–2 мас. % С на микроструктуру, кристаллическое строение и механические свойства в микрообъемах закристаллизованных образцов. Изменение структурного состояния расплава путем разрушения микрогетерогенности привело к изменению характеристик микроструктуры сплава. Отмечено увеличение дендритного параметра литой структуры $\langle D \rangle$ от 50 до 70 мкм, что свидетельствует об уменьшении числа центров кристаллизации.

В результате сравнительного исследования кристаллического строения сплава Fe–25 мас. % Mn–2 мас. % C установлено, что разрушение микрогетерогенности привело к увеличению размеров кристаллитов, а также к относительному увеличению доли малоугловых границ, что косвенным образом свидетельствует о росте сопротивления металла распространению трещин и повышении его коррозионной стойкости. Вне зависимости от условий кристаллизации сплава Fe–25 мас. % Mn–2 мас. % C, на поверхности дендритов аустенита обнаружены обогащенные марганцем ликвационные слои толщиной (L) = 60 мкм с содержанием марганца ~35–40%, что приводит к деформационной неоднородности слитка.

По данным наноиндентирования оценили величину адгезионной прочности ликвационного слоя к дендриту аустенита. Показано, что изменение структурного состояния расплава путем разрушения микрогетерогенности привело к увеличению адгезионной прочности ликвационного слоя к телу дендрита аустенита K_{int} от 9.6 до 13.1 МПа $\text{м}^{0.5}$, и энергии разрушения по границам ликвационного слоя и тела дендрита аустенита G_c от 391.1 до 726.0 Дж м^{-2} , что свидетельствует о росте прочности слитка при практикуемых механических нагрузках.

Работа выполнена с использованием оборудования УЦКП “Современные нанотехнологии” УрФУ.

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 Conference Proceedings. 2017. V. 1800. № 1. P. 030001.
2. *Grässel O., Frommeyer G.* Effect of martensitic phase transformation and deformation twinning on mechanical properties of Fe–Mn–Si–Al steels // Mater. Sci. Tech. 1998. V. 14. № 12. P. 1213–1217.
3. *Frommeyer G., Grässel O.* High strength TRIP/TWIP and superplastic steels: development, properties, application: 10 // Rev. Met. Paris. 1998. V. 95. № 10. P. 1299–1310.
4. *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. № 3. P. 438–446.
5. *Попель П.С.* Метастабильная микрогетерогенность расплавов в системах с эвтектикой и монотектикой и ее влияние на структуру сплава после затвердевания // Расплавы. 2005. № 1. P. 22–48.
6. *Calvo-Dahlborg M., Popel P.S., Kramer M.J., Besser M., Morris J.R., Dahlborg U.* Superheat-dependent microstructure of molten Al–Si alloys of different compositions studied by small angle neutron scattering // J. Alloys Compounds. 2013. V. 550. P. 9–22.
7. *He Y.-X., Li J.-S., Wang J., Beaunon E.* Liquid–liquid structure transition in metallic melt and its impact on solidification: A review // Trans. Nonf. Met. Soc. China. 2020. V. 30. P. 2293–2310.
8. *Kurita R., Tanaka H.* Drastic enhancement of crystal nucleation in a molecular liquid by its liquid–liquid transition // App. Phys. Sci. 2019. V. 116. № 50. P. 24949–24955.
9. *Farbenindustrie I.G.* Process for improving the mechanical properties of magnesium alloys: pat. GB359425 USA. 1931.
10. *Stepanova N.N., Rodionov D.P., Turkhan Yu.E., Sazonova V.A., Khlystov E.N.* Phase stability of nickel-base superalloys solidified after a high-temperature treatment of the melt // Phys. Met. Metal. 2003. V. 95. № 6. P. 602–609.
11. *Yang M., Pan J., Liu X., Dong M., Xu S., Dong Y.* Effects of melt overheating on undercooling degree, glass forming ability and crystallization behavior of $\text{Nd}_9\text{Fe}_{70}\text{-Ti}_4\text{C}_2\text{B}_{15}$ permanent magnetic alloy // J. China. Rare Earth Soc. 2016. V. 34. № 3. P. 273–281.
12. *Yin F.S., Sun X.F., Li J.G., Guan H.R., Hu Z.Q.* Effects of melt treatment on the cast structure of M963 superalloy // Scripta Mater. 2003. V. 48 № 4. P. 425–429.
13. *Mostert R.J., Van Rooyen G.T.* Quantitative assessment of the harden ability increase resulting from a super harden ability treatment // Metal. Trans. A. 1984. V. 15 A. № 12. P. 2185–2191.
14. *Wang C., Zhang J., Liu L., Fu H.* Effect of Melt Superheating Treatment on Directional Solidification Interface Morphology of Multi-component Alloy // J. Mater. Sci. Tech. 2011. V. 27. № 7. P. 668–672.
15. *Wang L., Bo L., Zuo M., Zhao D.* Effect of melt superheating treatment on solidification behavior of uniform $\text{Al}_{10}\text{Bi}_{54}\text{Sn}_{36}$ monotectic alloy // J. Molecular Liquids. 2018. V. 272. P. 885–891.
16. *Jia P., Gao Z., Hu X., Liu Y., Zhang J., Yang Z., Teng X., Zhao D., Wang Y., Zhang S., Geng D.* Correlation of composition, cooling rate and superheating temperature with solidification behaviors and microstructures of Al–Bi–Sn ribbons // Mater. Research Express. 2019. V. 6. № 6. P. 066539.
17. *Su H., Wang H., Zhang J., Guo M., Liu L., Fu H.* Influence of Melt Superheating Treatment on Solidification Characteristics and Rupture Life of a Third-Generation Ni–Based Single-Crystal Superalloy // Metal. Mater. Trans. B. 2018. V. 49. № 4. P. 1537–1546.
18. *Чикова О.А., Синицин Н.И., Вьюхин В.В.* Вязкость расплавов Fe–Mn–C // Журн. физической химии. 2021. Т. 95. № 2. С. 177–182. <https://doi.org/10.31857/S0044453721020084>
19. *Синицин Н.И., Чикова О.А., Вьюхин В.В.* Удельное электросопротивление расплавов Fe–Mn–C // Неорганич. материалы. 2021. Т. 57. № 1. С. 89–97. <https://doi.org/10.31857/S0002337X21010127>
20. *Чикова О.А., Синицин Н.И., Вьюхин В.В.* Параметры микрогетерогенной структуры жидкой стали 110Г13Л // Журн. физической химии. 2019. Т. 93. № 8. С. 1138–1146. <https://doi.org/10.1134/S0044453719080065>

21. *Chikova O., Sinitsin N., Vyukhin V., Chezganov D.* Microheterogeneity and crystallization conditions of Fe-Mn melts // *J. Crystal Growth*. 2019. V. 527. P. 125239. <https://doi.org/10.1016/j.jcrysgro.2019.125239>
22. *Синицын Н.И., Чикова О.А., Чезганов Д.С.* Влияние разрушения микрогетерогенности на микроструктуру и кристаллическое строение слитков стали 110Г13Л (стали Гадфильда) // *Черные металлы*. 2020. № 1. С. 36–42.
23. *Oliver W.C., Pharr G.M.* Measurement of hardness and elastic modulus by instrumented indentation: Advances in understanding and refinements to methodology // *J. Mater. Res.* 2004. V. 19. № 1. P. 3–20.
24. *Zhang C., Zhou H., Liu L.* Laminar Fe-based amorphous composite coatings with enhanced process and microstructure evolution // *Solid State Phenom.* 2011. V. 176. P. 29–34.
25. *Zhang C., Zhou H., Liu L.* Laminar Fe-based amorphous composite coatings with enhanced bonding strength and impact resistance // *Acta Mater.* 2014. V. 72. P. 239–251.
26. *Watanabe T.* An approach to grain boundary design for strong and ductile polycrystals // *Res. Mech.* 1984. V. 11. № 1. P. 47–84.
27. *Watanabe T.* Grain boundary design and control for high temperature materials // *Mater. Sci. Eng.: A*. 1993. V. 166. № 1–2. P. 11–28.
28. *Lin P., Palumbo G., Erb U., Aust K.T.* Influence of grain boundary character distribution on sensitization and intergranular corrosion of alloy 600 // *Scripta Metal. Mater.* 1995. V. 33. № 9. P. 1387–1392.
29. *Palumbo G., King P.J., Aust K.T., Erb U., Lichtenberger P.C.* Grain boundary design and control for intergranular stress-corrosion resistance // *Scripta Metal. Mater.* 1991. V. 25. № 8. P. 1775–1780.
30. *Bennett B.W., Pickering H.W.* Effect of grain boundary structure on sensitization and corrosion of stainless steel // *Metall. Trans. A*. 1991. V. 18. № 6. P. 1117–1124.