

УДК 669.017:536.421

СРАВНИТЕЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ СТРУКТУРЫ БЫСТРОЗАКАЛЕННЫХ REP-ПОРОШКОВ, РМ HIP КОМПАКТОВ И ИЗДЕЛИЙ ИЗ АУСТЕНИТНЫХ КОРРОЗИОННО-СТОЙКИХ СТАЛЕЙ И ИХ ТРАДИЦИОННЫХ АНАЛОГОВ

© 2024 г. А. В. Шульга*

Национальный исследовательский ядерный университет “МИФИ”, Москва, Россия

*E-mail: avshulga@mephi.ru

Поступила в редакцию 19.07.2023 г.

После доработки 21.07.2023 г.

Принята к публикации 25.07.2023 г.

Быстрозакаленные REP порошки, полученные распылением (атомизацией) расплава, очевидно, характеризуются таким же влиянием скорости закалки на структурные особенности, как и при традиционной твердофазной закалке. Однако критическая скорость охлаждения, определяемая по ТТТ диаграмме для фазового превращения расплава при атомизации–кристаллизации, значительно выше, чем ее значение для ТТТ диаграммы при использовании традиционной твердофазной закалки. Важные особенности быстрозакаленных порошков – высокая дисперсность дендритной структуры и образование микро- и нано зернистой структуры – определяют особенности выделения карбидных и боридных фаз. Прямые ядерно-физические методы активационной автордиографии по углероду, трековой автордиографии по бору, металлографию, SEM, EDX и др. использовались при проведении исследования. Выявлены и проанализированы структурные особенности, в том числе распределение углерода и бора, выделения карбидных и боридных фаз, параметр решетки твердого раствора аустенита для быстрозакаленных REP порошков, РМ HIP компактов, изделий – твэльных труб из аустенитных коррозионно-стойких сталей и их аналогов, полученных по традиционной технологии, с учетом роли углерода и бора, выделения карбидов, боридов и влияния неравновесных состояний исследуемых аустенитных сталей.

Ключевые слова: аустенитные коррозионно-стойкие стали, быстрозакаленный порошок, REP-методы, РМ HIP, традиционная технология, автордиография, углерод, бор, микроструктура, параметр решетки аустенита, механические свойства

DOI: 10.56304/S2079562923010268

1. ВВЕДЕНИЕ

Аустенитные коррозионно-стойкие стали типа AISI 316 широко используются в качестве конструкционных материалов в реакторах на быстрых нейтронах и в конструкциях термоядерных установок [1–6]. Весьма актуально влияние однородности состава на структуру и механические свойства этих материалов. Технология РМ HIP с использованием быстрозакаленных (REP – Rotating Electrode Process) порошков позволяет преодолеть неразрешимую проблему традиционной технологии, такую как карбидная полосчатость – наследие интенсивной ликвации легирующих элементов, которая образуется в массивных традиционных слитках. Производство быстрозакаленных порошков широкого спектра сплавов, включая коррозионно-стойкие стали и жаропрочные суперсплавы на основе никеля, путем распыления (атомизации) расплава явля-

ется важным шагом в развитии методов современной порошковой металлургии, включая технологии РМ HIP (Powder Metallurgy Hot Isostatic Pressing), AM (Additive Manufacturing) и Ospey процесс.

Основным превращением, происходящим при атомизации расплава, является кристаллизация, поэтому использование ТТТ (ССТ) диаграммы кристаллизации важно для понимания влияния степени переохлаждения расплава и, соответственно, скорости охлаждения, в частности, на концентрационное переохлаждение (constitutional supercooling) как основную причину образования дендритной структуры.

Цель данной работы – выявление структурных особенностей быстрозакаленных REP порошков и их эволюция при изготовлении полуфабрикатов, изделий – твэльных труб из аустенитных кор-

Таблица 1. Химический состав исследованных аустенитных коррозионно-стойких сталей (wt %).

Material	Fe	Cr	Ni	Mo	Nb	Ti	V	C	B
EP 172 type AISI 316	Bal.	15.9	15.1	2.8	0.8	–	–	0.08	0.008
ChS 68 type AISI 316	Bal.	16.0	15.1	2.5	–	0.5	0.3	0.08	0.005
EP 168: Fe–18Cr–15Ni–0.15C–0.23B	Bal.	18.1	15.2	–	–	–	–	0.15	0.23

Таблица 2. Некоторые свойства легирующих элементов исследованных аустенитных коррозионно-стойких сталей

Element	Fe	Cr	Ni	Mo	Nb	Ti	V	C	B
Атомный радиус, ($\cdot 10$ нм), Å	1.56	1.66	1.49	1.90	1.98	1.76	1.71	0.67	0.87
K-т распределения, $k = C_S/C_L$		0.92	0.99	0.66	0.33	0.43	0.82	0.21	0.018

розионно-стойких сталей по сравнению с их аналогами, полученными по традиционной технологии.

2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Составы исследованных аустенитных коррозионно-стойких сталей и некоторые свойства легирующих элементов приведены в табл. 1, 2.

Быстрозакаленные порошки исследуемых аустенитных коррозионно-стойких сталей EP172 и EP168 получены методами типа REP, в частности методами Plasma Rotating Electrode Process (PREP), Rotating Melt Process (RMP) в виде порошков сферических частиц (ps), а также методом Rotating Melt Process + Rapid Solidification Process (RMP + RSP) – в виде порошка частиц пластинчатой формы (pp).

PM HIP компакты получены HIP по режиму: 1200°C, 120 МПа, 1 час. Традиционные слитки изготовлены методом индукционной плавки с последующим вакуумно-дуговым переплавом. Горячекованные стержни диаметром 45 мм как полуфабрикаты для прокатки твэльных труб изготавливаются ковкой с температуры 1200°C. Твэльные трубы из аустенитных коррозионно-стойких сталей EP 172 и EP 168 диаметром 6.9 мм и толщиной стенки 0.4 мм изготовлены как с использованием полуфабриката – HIP компакта, так и по традиционной технологии.

Методы активационной автордиографии по углероду с использованием ядерной реакции $^{12}\text{C}(d,n)^{13}\text{N}$, трековой автордиографии по бору с использованием ядерной реакции $^{10}\text{B}(n,\alpha)^7\text{Li}$, металлографии, SEM, EDX, OIM, XRD применялись для изучения особенностей микроструктуры при малом и большом увеличении для реализации многоуровневой методологии исследования.

3. РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 1 представлены схемы PREP-; RMP-; RMP + RSP-методов атомзации расплава; активационные автордиограммы по углероду сферических частиц быстрозакаленного PREP порошка (гранул) аустенитной коррозионно-стойкой стали EP168, макроструктура быстрозакаленного сферического порошка RMP (ps) и быстрозакаленного порошка пластинчатой формы (RMP + RSP) (pp) аустенитной коррозионно-стойкой стали EP172.

Формирование дендритной структуры установлено для традиционных 100-килограммовых слитков-электродов исследуемых аустенитных коррозионно-стойких сталей; также как для быстрозакаленных PREP и RMP порошков этих сталей (рис. 2, 3).

Расстояние между осями дендритов (в частности, между вторичными осями, Dendrite Arm Spacing – DAS) является надежным параметром, определяющим взаимосвязь между скоростью охлаждения при кристаллизации расплава и степенью дисперсности дендритной структуры [7–14]. Установлено, что DAS ~ 50 мкм для 100 кг слитка-электрода коррозионно-стойкой стали EP172 (скорость охлаждения – $R_{C\text{-ingot}} \sim 1 \text{ Кс}^{-1}$) и DAS ~ 5 мкм для 1 мг гранулы (ps) быстрозакаленного PREP порошка этой стали ($R_{C\text{-ps}} \sim 10^4 \text{ Кс}^{-1}$) (рис. 2, 3). Эти результаты по определению дисперсности дендритной структуры, безусловно, согласуются с дисперсностью выделений карбидов и боридов, которые наблюдаются преимущественно в межосных областях и декорируют дендритную структуру (рис. 2, 3). В структуре слитка-электрода стали EP172 наблюдается образование крупных выделений карбидов типа MC размером ~ 10 мкм, а в гранулах быстрозакаленного PREP порошка стали EP172 размер карбидных выделений не превышает ~ 1 мкм.

На рис. 4 представлены микроструктура (SEM) EDX-карты распределения углерода, бора и хрома в быстрозакаленной частице (грануле) PREP порошка стали EP168. Формирование дендритной структуры сопровождается в этой стали с по-

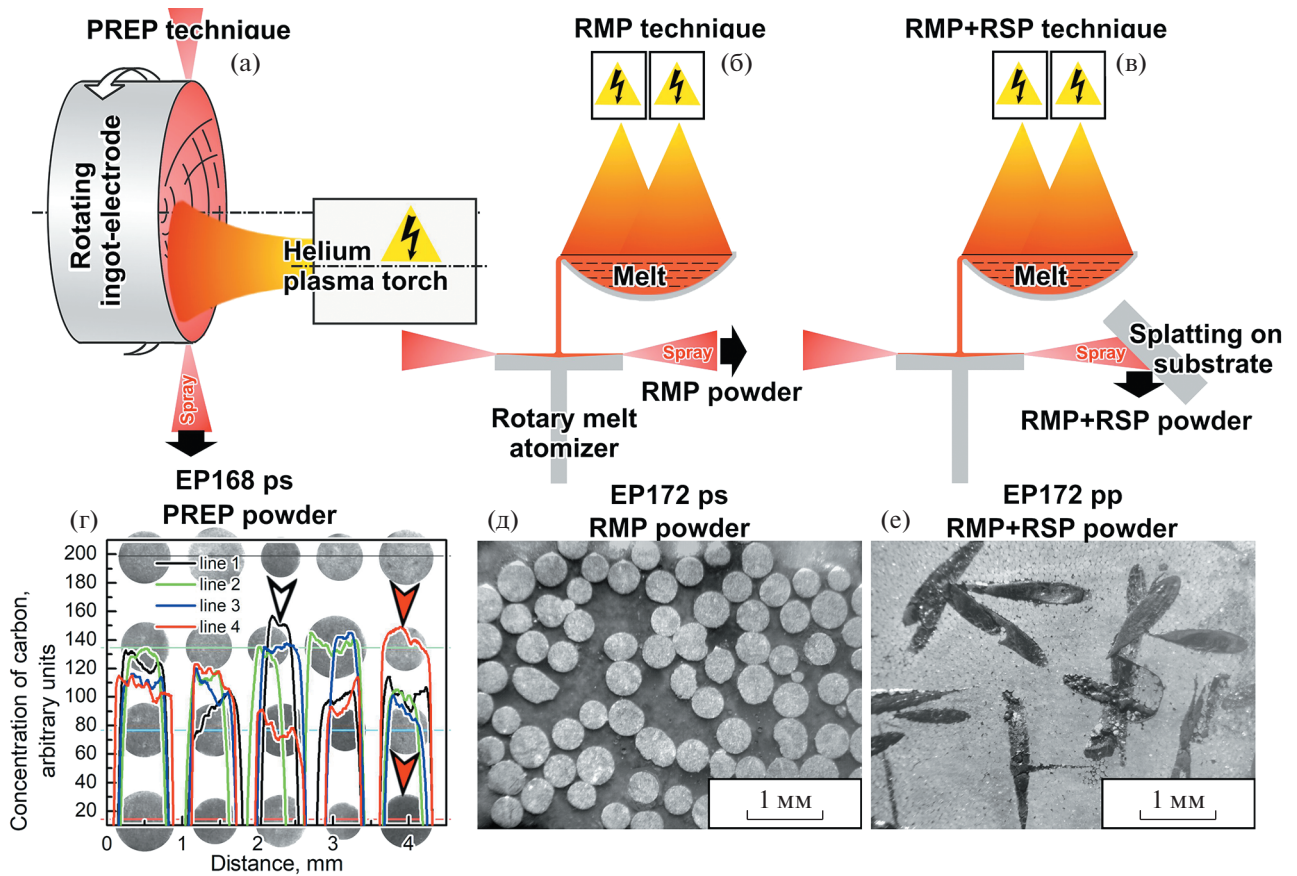


Рис. 1. Схемы PREP – (а), RMP – (б), RMP + RSP – (в) методов быстрой закалки расплава (атомизации расплава); активационные авторадиограммы по углероду и профили концентрации углерода в сферических частицах PREP (ps) порошка коррозионно-стойкой стали EP168 (г), стрелками указаны anomальные частицы (гранулы); макроструктура сферического RMP порошка (ps) (д) и порошка пластинчатой формы (pp) RMP + RSP коррозионно-стойкой стали EP172 (е) соответственно.

вышенным содержанием углерода и бора образованием вырожденной неравновесной эвтектики в anomальных гранулах (рис. 4). При этом установлено образование карбоборидной эвтектической фазы в виде прослойки, декорирующей дендритную структуру. Расстояние между осями дендритов DAS в грануле (ps) быстрозакаленного PREP порошка стали EP168 несколько меньше, чем в грануле (ps) быстрозакаленного PREP порошка стали EP172.

Образование карбидов хрома в коррозионно-стойких сталях является детально изученным явлением, тогда как образование боридов хрома и карбоборидов хрома в коррозионно-стойких сталях мало исследовано. По результатам EDX анализа в состав карбоборидной фазы входят, в соответствии с работой [15], следующие легирующие элементы замещения – хром (47 ат. %), железо (45 ат. %) никель (6 ат. %), наряду с углеродом и бором, согласно стехиометрии $M_3(C, B)_2$.

При увеличении скорости охлаждения до $R_{C-pp} \sim 10^7 \text{ Kc}^{-1}$, что соответствует 1 мг пластинчатой частице (толщиной менее 10 мкм) быстрозака-

ленного порошка RMP + RSP, происходит образование мелкодисперсной зернистой структуры с размером субзерен $\sim 0.5 \text{ мкм}$ (рис. 5).

На рис. 6 показан установленный в данной работе немонотонный характер изменения параметра решетки аустенита с увеличением скорости охлаждения при кристаллизации аустенитных коррозионно-стойких сталей EP172 и EP168. Уменьшение параметра решетки аустенита в быстрозакаленных сферических частицах – гранулах (ps) порошков PREP по сравнению с традиционными электродами-слитками и увеличение параметра решетки в пластинчатых частицах (pp) быстрозакаленных порошков аустенитных коррозионно-стойких сталей EP172 и EP168. Следует отметить, что повышенное значение параметра решетки аустенита в стали EP172 по сравнению со сталью EP168 хорошо коррелирует согласно закону Вегарда с содержанием молибдена и ниобия в аустените, как в исходном слитке, так и в быстрозакаленных порошках (ps) и (pp) аустенита в стали EP172 [16–20]. Легирующие элементы замещения

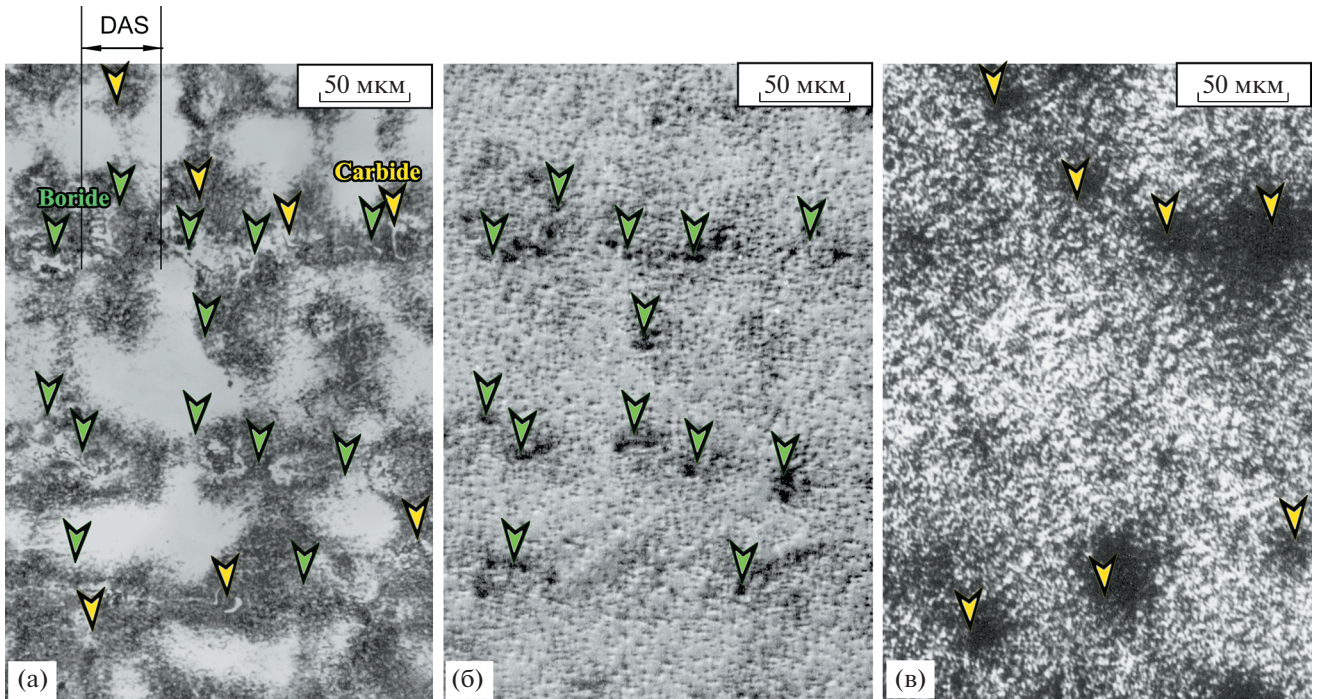


Рис. 2. Микроструктура (LM-BF) (а), трековая автордиограмма распределения бора (б) и активационная автордиограмма распределения углерода (в) в традиционном 100-кг слитке-электроде аустенитной коррозионно-стойкой стали EP172; желтые стрелки – частицы карбидной фазы, зеленые стрелки – частицы боридной фазы.

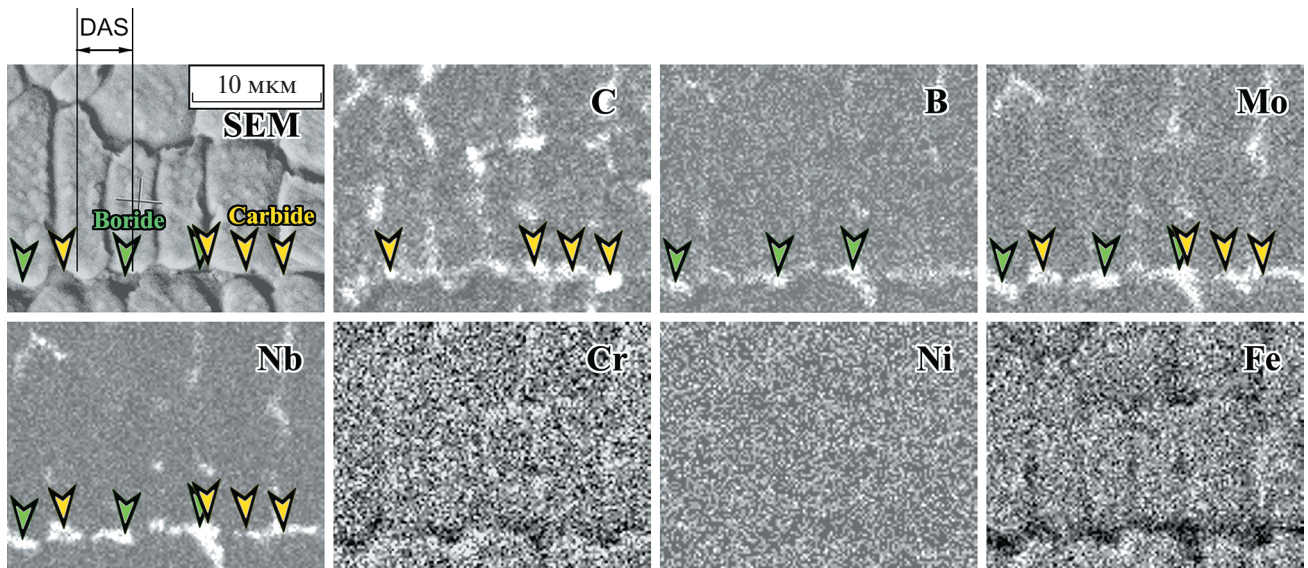


Рис. 3. Микроструктура (SEM) и EDX карты распределения легирующих элементов и основы в дендритной структуре сферической частицы (гранулы) (ps) быстрозакаленного PREP порошка аустенитной коррозионно-стойкой стали EP172.

– молибден и ниобий имеют существенно больший атомный радиус по сравнению с матрицей – железом (табл. 2, рис. 6б), что согласно пропорциональной зависимости Вегарда приводит к увеличению параметра решетки аустенита в исследо-

ванных образцах стали EP172 по сравнению с образцами стали EP168.

Активационные автордиограммы по углероду и трековые автордиограммы по бору образцов полуфабрикатов твэльных труб из аустенитной

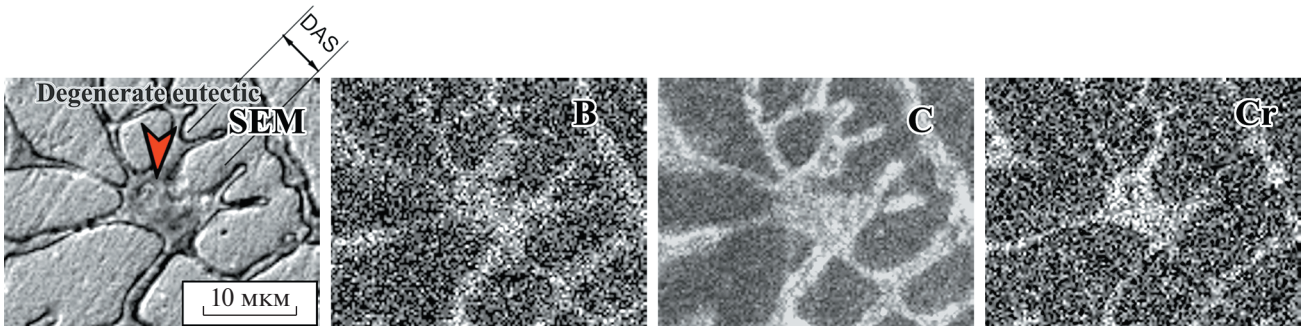


Рис. 4. Микроструктура (SEM) и EDX карты распределения легирующих элементов – В, С, Сг в дендритной структуре сферической частицы (гранулы) (ps) быстрозакаленного PREP порошка аустенитной коррозионно-стойкой стали EP168. Красная стрелка указывает участок вырожденной эвтектики.

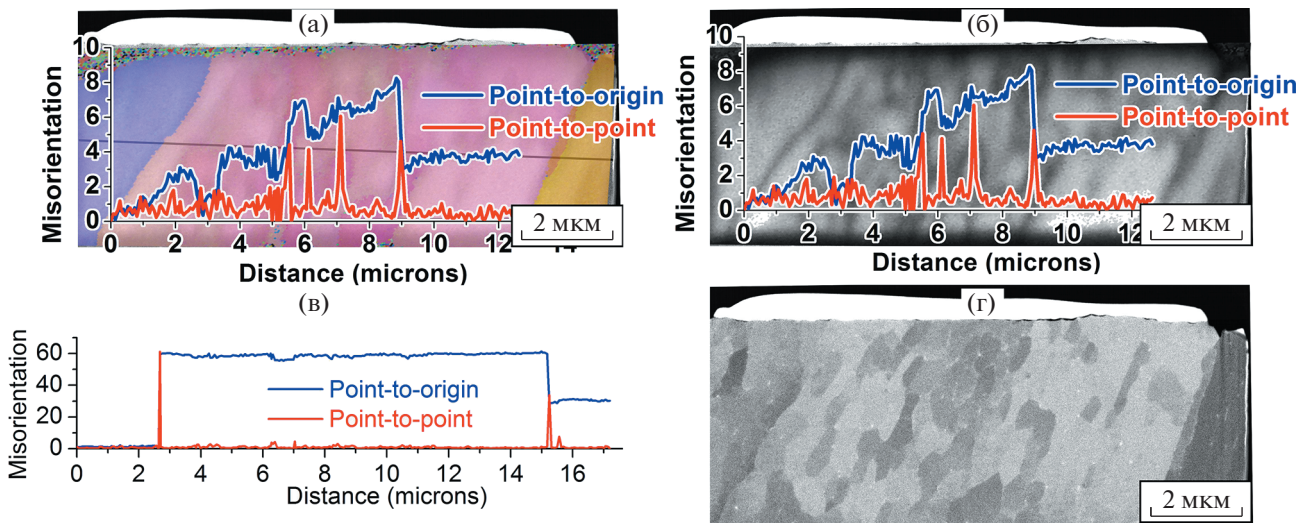


Рис. 5. Микроструктуры (SEM) с наложением IPF – карты с профилем разориентации FIB ламели пластинчатой частицы (pp) быстрозакаленного RMP + RSP порошка аустенитной коррозионно-стойкой стали EP172 (a); FIB – метод вырезания ламели использовался для изучения тонкой структуры поперечного сечения пластинчатой частицы. Изображения ориентационной микроскопии ламели аустенитной коррозионно-стойкой стали EP172: IPF – карта с профилем разориентации в красном зерне (a); IQ + профиль разориентации (b); профиль разориентации от точки к точке в ламели пластинчатой частицы (в); SEM в режиме Z-контраста ламели пластинчатой частицы (г) соответственно.

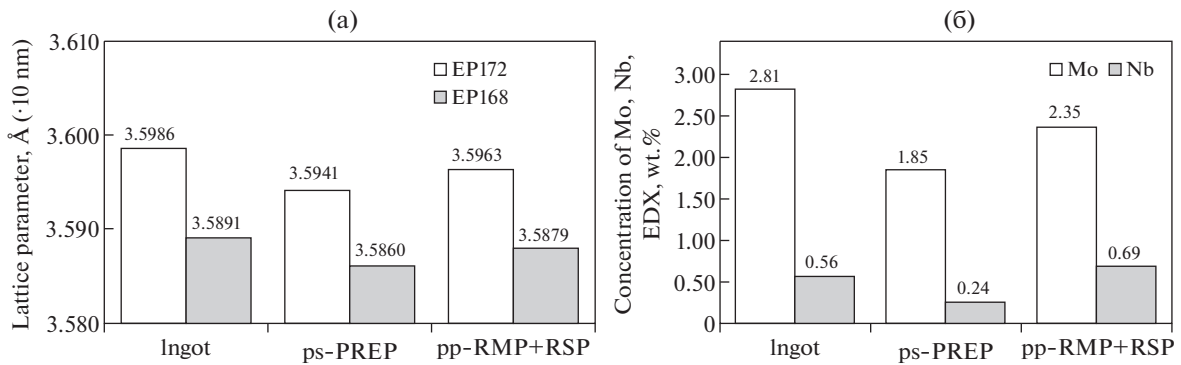


Рис. 6. Гистограммы параметра решетки аустенита в традиционных слитках-электродах, в быстрозакаленных сферических частицах (ps) порошков PREP и пластинчатых частицах (pp) порошков RMP + RSP аустенитных коррозионно-стойких сталей EP172 и EP168 (a); гистограммы концентрации Мо и Nb в аустените тех же образцов стали EP172 (б), соответственно

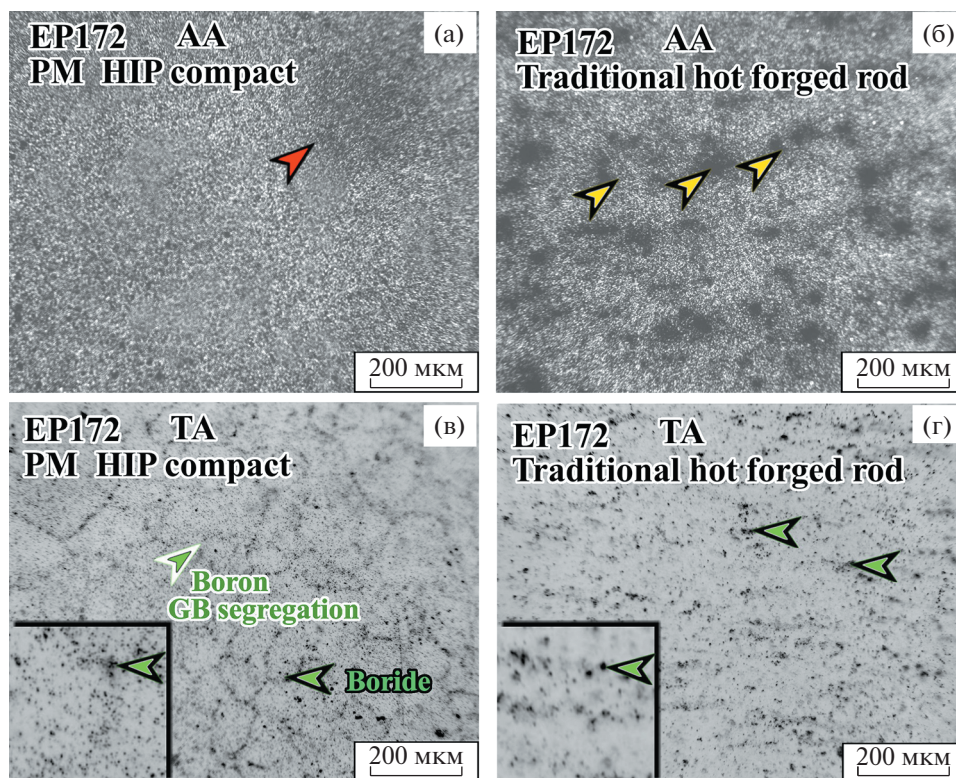


Рис. 7. Активационные авторадиограммы по углероду (а, б) и трековые авторадиограммы по бору (в, г) образцов полуфабрикатов твельных труб из аустенитной коррозионно-стойкой стали EP172, изготовленных по технологии PM HIP (PM HIP компакт – а, в) и по традиционной технологии (горячекованный пруток – б, г); красная стрелка указывает аномальные гранулы, желтые стрелки указывают частицы карбидной фазы, зеленые стрелки указывают частицы боридной фазы (черная кайма) и сегрегации бора (белая кайма); вставки представляют собой типичные увеличенные ($\times 3$) фрагменты трековых авторадиограмм.

коррозионно-стойкой стали EP172, изготовленных методом PM HIP с использованием быстрозакаленных PREP порошков (PM HIP компакт) и по традиционной технологии (горячекованный пруток), представлены на рис. 7.

Активационные авторадиограммы по углероду иллюстрируют существенно более однородное распределение углерода в PM HIP компакте, полученном с использованием быстрозакаленных PREP порошков. Выявлена некоторое повышение содержания углерода в области, обозначенной красной стрелкой, которая соответствует аномальной грануле быстрозакаленного PREP порошка стали EP172. В то же время структура горячекованного прутка (традиционного полуфабриката) согласно результатам авторадиографии по углероду характеризуется отчетливо выраженной неоднородностью распределения углерода в виде полосчатости (banding), обусловленной полосчатым распределением частиц карбидной фазы (carbide banding), размер которых достигает ~ 10 мкм.

Трековые авторадиограммы по бору позволяют сделать вывод о наличии в горячекованном прутке более крупных частиц боридной фазы по сравнению с PM HIP компактом, распределение кото-

рых характеризуется менее выраженной полосчатостью, обусловленной полосчатым распределением частиц боридной фазы по сравнению с полосчатостью карбидной фазы.

Характерной особенностью трековых авторадиограмм по бору PM HIP компакта стали EP172 является обогащение бором границ зерен и наследственных границ гранул (Prior PPicle Boundaries PPB) в виде сегрегаций и выделений боридной фазы. Сегрегационное обогащение границ определяется повышенной плотностью отдельных треков от атомов бора на границе. Выделение частиц боридной фазы на границе идентифицируется по слиянию треков от атомов бора в объеме боридной частицы.

Микроструктура (SEM) с наложением изображения ориентационной микроскопии (IPF-карты) полуфабрикатов твельных труб из аустенитной коррозионно-стойкой стали EP172, изготовленных по технологии PM HIP и по традиционной технологии приведены на рис. 8.

Следует отметить наличие дисперсных частиц равномерно распределенных по всему объему образца PM HIP компакта стали EP172. Результаты,

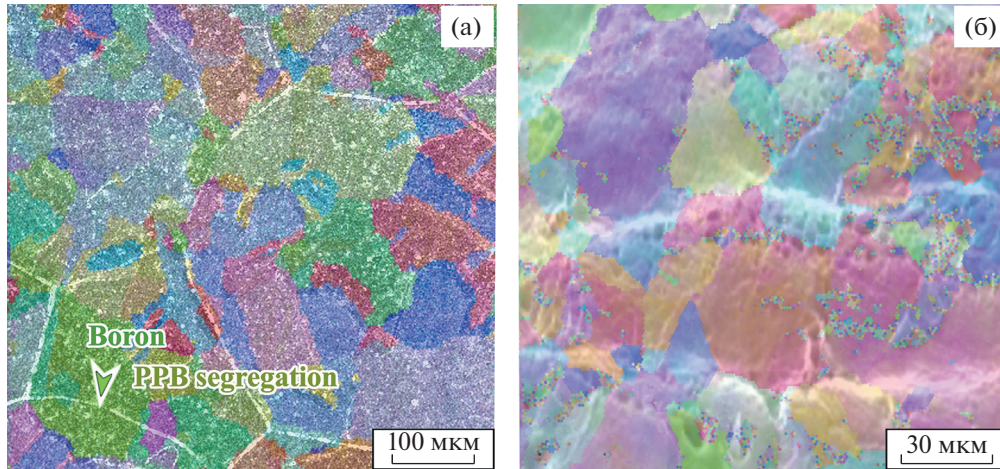


Рис. 8. Микроструктура (SEM) с наложением изображения ориентационной микроскопии (IPF-карты) (а, б) полуфабрикатов твельных труб из аустенитной коррозионно-стойкой стали EP172, изготовленных по технологии PM HIP (PM HIP компакт – а) и по традиционной технологии (горячекованный пруток – б).

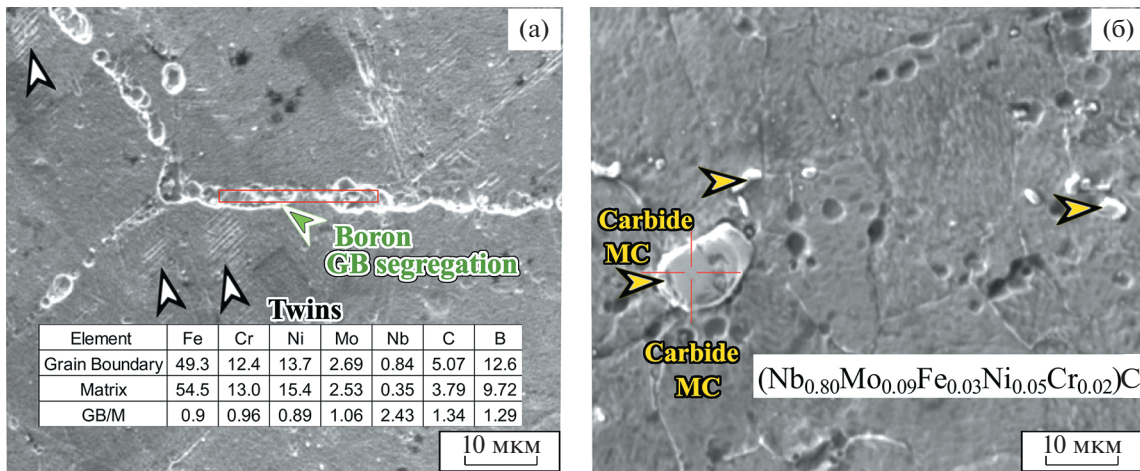


Рис. 9. Микроструктура (SEM) и результаты EDX анализа (а, б) полуфабрикатов твельных труб из аустенитной коррозионно-стойкой стали EP172, изготовленных по технологии PM HIP (PM HIP компакт – а) и по традиционной технологии (горячекованный пруток – б); желтые стрелки указывают частицы карбидной фазы, белые стрелки показывают области микро двойников.

полученные указанными методами по изучению структуры PM HIP компакта подтверждают декорирование границ зерен и наследственных границ гранул (PPB) дисперсными частицами.

Изучение микроструктуры (SEM и OIM) горячекованного прутка (традиционного полуфабриката) стали EP172 отчетливо выявляет полосчатый рельеф, обусловленный различной интенсивностью растворения матрицы при травлении металлографического шлифа вследствие наличия карбидной полосчатости. Следует отметить существенно более чистые зерна от дисперсных частиц по сравнению с микроструктурой (SEM) PM HIP компакта стали EP172.

На рис. 9 приведена микроструктура (SEM) и результаты EDX анализа полуфабрикатов твельных труб из аустенитной коррозионно-стойкой стали EP172, изготовленных по технологии PM HIP и по традиционной технологии.

EDX анализ PM HIP компакта подтверждает обогащение границ зерен бором, углеродом, а также кислородом, ниобием и молибденом. Образование участков микродвойников вблизи наследственных границ гранул (PPB) можно объяснить обогащение бором этих приграничных областей, снижающим энергию упаковки (Stacking Fault Energy SFE) и, следовательно, что способствует образованию микродвойников при PM HIP консолидации.

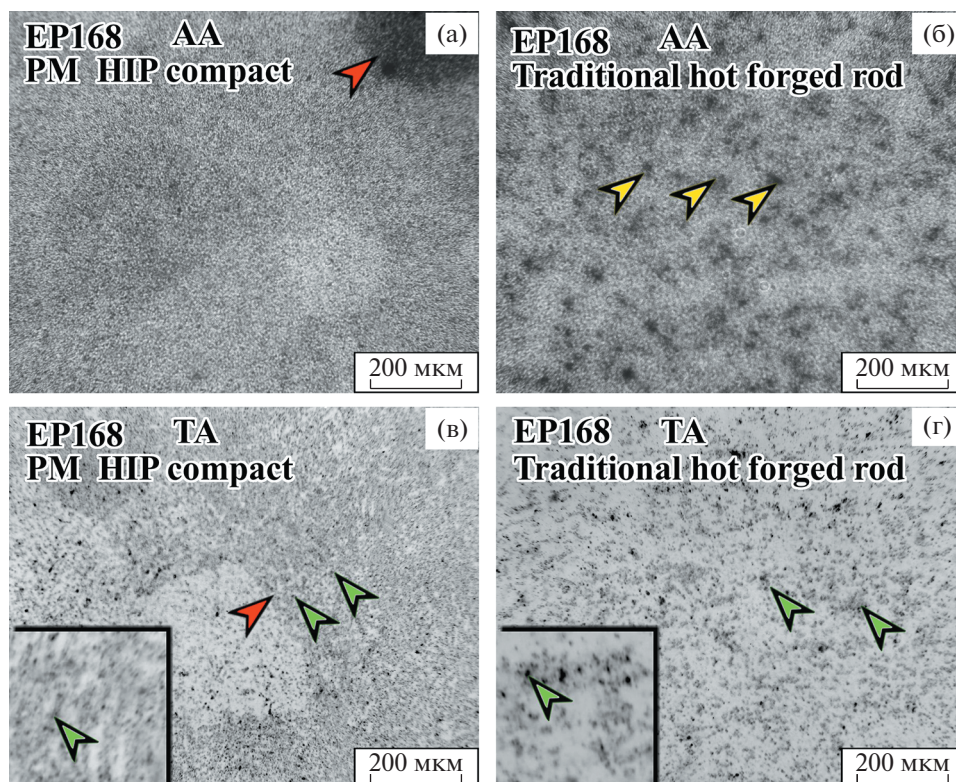


Рис. 10. Активационные автордиограммы по углероду (а, б) и трековые автордиограммы по бору (в, г) образцов полуфабрикатов твельных труб из аустенитной коррозионно-стойкой стали EP168, изготовленных по технологии PM HIP (PM HIP компакт – а, в) и по традиционной технологии (горячекованный пруток – б, г); красные стрелки указывают аномальные гранулы, желтые стрелки указывают частицы карбидной фазы, зеленые стрелки указывают частицы боридной фазы; вставки представляют собой типичные увеличенные ($\times 3$) фрагменты трековых автордиограмм.

В горячекованном прутке стали EP172 методом EDX анализа надежно установлен состав крупных частиц карбидной фазы типа MC, приведенный на рис. 9б. Доминирующим элементом в составе карбидной частицы является ниобий, содержание молибдена на порядок ниже, далее следуют – железо, никель, хром.

Активационные автордиограммы по углероду и трековые автордиограммы по бору образцов полуфабрикатов твельных труб из аустенитной коррозионно-стойкой стали EP168, изготовленных методом PM HIP с использованием быстро закаленных PREP порошков и по традиционной технологии, представленные на рис. 10.

Активационные автордиограммы по углероду характеризуют существенно более однородное распределение углерода в PM HIP компакте стали EP168, полученном с использованием быстро закаленных PREP порошков. Выявлена существенное повышение содержания углерода в области, обозначенной красной стрелкой, которая соответствует аномальной грануле быстро закаленного PREP порошка стали EP168. Установлено согласно результатам автордиографии по углероду, что структура горячекованного прутка (традици-

онного полуфабриката) характеризуется ярко выраженной неоднородностью распределения углерода в виде полосчатости, обусловленной полосчатым распределением частиц карбидной фазы.

Трековые автордиограммы по бору позволяют сделать вывод о наличии в горячекованном прутке более крупных частиц боридной фазы по сравнению с PM HIP компактом. Характерной особенностью трековых автордиограмм по бору PM HIP компакта стали EP168 является обогащение бором области, обозначенной красной стрелкой на рис. 10 в виде сегрегаций и дисперсных выделений боридной фазы.

Таким образом, результаты активационной автордиографии по углероду и трековой автордиографии по бору полуфабрикатов сталей EP172 и EP168, полученных PM HIP- и по традиционной технологии свидетельствуют о наследственном сохранении в значительной степени ликвиационной неоднородности в традиционных полуфабрикатах и более высокой гомогенности PM HIP-компактов. Более отчетливое формирование аномальных гранул в PM HIP-компакте стали EP168 по сравнению с PM HIP-компактом стали EP172, а также более существенное проявление карбидной поло-

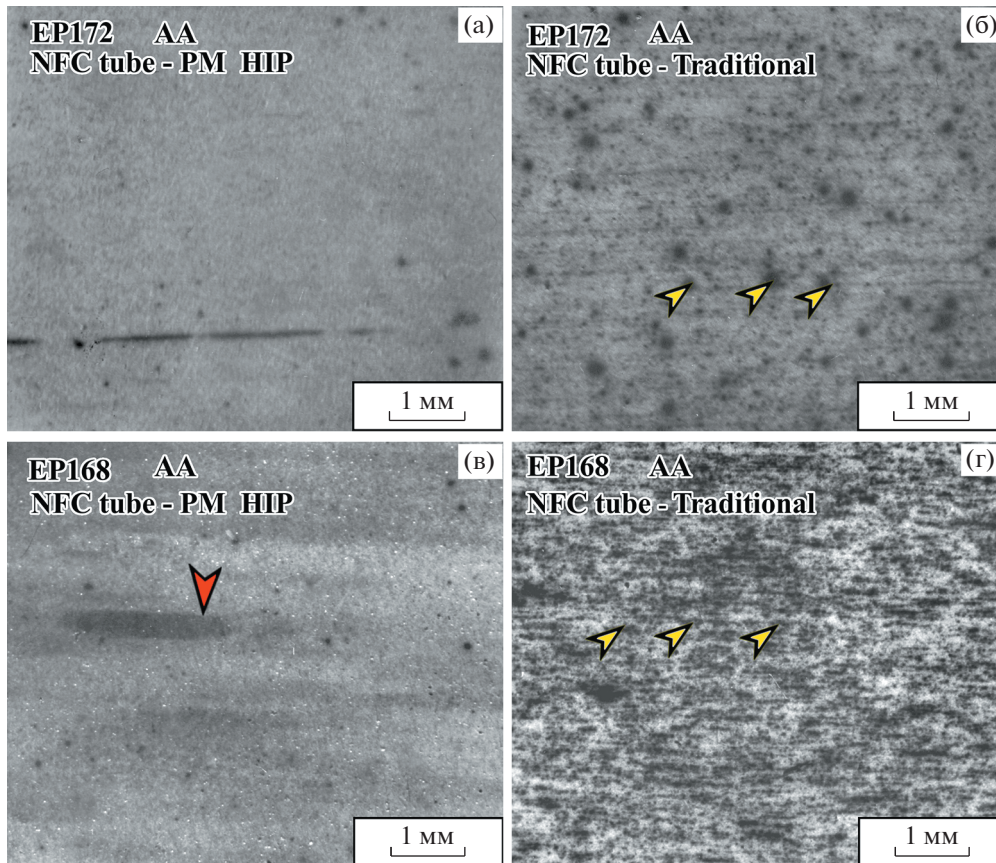


Рис. 11. Активационные автордиограммы распределения углерода в твэльных трубах из аустенитной коррозионно-стойкой стали EP172 (а, б) и EP168 (в, г), изготовленных по РМ НІР (а, в) и традиционной технологии (б, г), соответственно; красная стрелка указывает аномальную гранулу, желтые стрелки указывают частицы карбидной фазы.

счатости в традиционном полуфабрикате стали EP168 свидетельствует об определяющем влиянии микролегирующих элементов внедрения углерода и бора на формирование дендритной структуры и ликвационной неоднородности при кристаллизации слитка-электрода в стали EP168.

Активационные автордиограммы по углероду образцов твэльных труб из аустенитных коррозионно-стойких сталей EP172 и EP168, изготовленных методом РМ НІР с использованием быстро закаленных PREP порошков и по традиционной технологии, представлены на рис. 11. Полученные результаты выявляют существенно более однородное распределение углерода в трубах – оболочках твэлов, изготовленных по РМ НІР технологии. Наряду с этими результатами установлена по аналогии с результатами автордиографии полуфабрикатов существенно более высокая неоднородность распределения углерода в трубах – оболочках твэлов из аустенитной коррозионно-стойкой стали EP168, с существенно более высоким содержанием углерода и бора.

В трубе – оболочке твэла стали EP168, полученной по РМ НІР технологии выявлено наличие

аномальных гранул и ярко выраженная карбидная полосчатость в традиционной трубе.

Автордиограммы труб – оболочек твэлов стали EP172 отличаются практически отсутствием аномальных гранул в трубе – оболочке, полученной по РМ НІР технологии и менее выраженной карбидной полосчатостью в традиционной трубе (рис. 11).

Таким образом, результаты активационной автордиографии по углероду твэльных труб сталей EP172 и EP168, полученных РМ НІР- и по традиционной технологии свидетельствуют о наследственном сохранении в значительной степени ликвационной неоднородности в традиционных трубах как и в их полуфабрикатах, и более высокой гомогенности РМ НІР-труб.

Более отчетливое формирование аномальных гранул в РМ НІР-трубах стали EP168 по сравнению с РМ НІР-трубой стали EP172, а также более существенное проявление карбидной полосчатости в традиционной трубе стали EP168 свидетельствует об определяющем влиянии микролегирующих элементов внедрения углерода и бора на формирование дендритной структуры и ликваци-

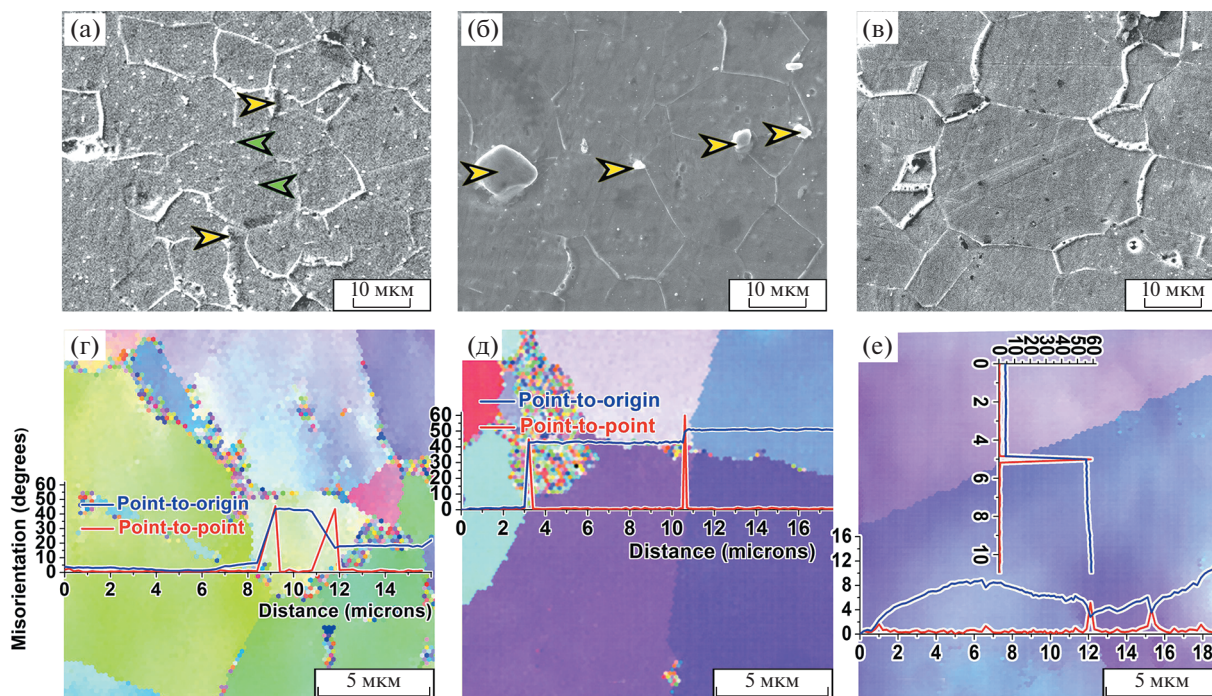


Рис. 12. Микроструктура (SEM) (а, б, в) и изображения ориентационной микроскопии (IPF-карты с профилями разориентации) (г, д, е) твэльных труб из аустенитной коррозионно-стойкой стали EP172, изготовленных методом PM HIP (а, г) и по традиционной технологии (б, д) и аустенитной коррозионно-стойкой стали ChS68, изготовленной по традиционной технологии (в, е), соответственно.

онной неоднородности при кристаллизации слитка-электрода и наследственном сохранении ликвационной неоднородности в изделиях из этих сталей как в их полуфабрикатах.

Микроструктура (SEM) и IPF карты твэльных труб из аустенитной коррозионно-стойкой стали EP172, изготовленной методом PM HIP и по традиционной технологии, а также из аустенитной коррозионно-стойкой стали ChS68, изготовленной по традиционной технологии, представлены на рис. 12, иллюстрируют формирование карбидной полосчатости в традиционной твэльной трубе из стали EP172 и интенсивное двойникование в структуре твэльной трубы из стали ChS68. Наличие значительного количества двойников типа $\langle 111 \rangle (111)$ обусловлено легированием аустенита титаном, что приводит к уменьшению энергии дефекта упаковки (SFE) и, следовательно, стимулирует двойникование. Выявленная в данной работе значительная степень разориентации решетки в зерне, указывает на высокие внутренние напряжения, необходимые для преодоления барьера сдвиговой деформации, и хорошо коррелирует с работой [21].

Уменьшение параметра решетки аустенита в твэльной трубе из стали ChS68 (3.5943 \AA) по сравнению с твэльной трубкой из стали EP172 (3.5971 \AA) подтверждает легирование аустенита титаном вме-

сто Nb, что в соответствии с законом Вегарда, приводит к уменьшению параметра решетки аустенита.

Твэльная труба аустенитной коррозионно-стойкой стали EP172 полученная по PM HIP технологии характеризуется большим количеством мелкодисперсных карбидов и боридов с высокой плотностью пространственного распределения, что обеспечивает упрочняющий эффект (рис. 12).

На рис. 13 представлена тонкая структура утоненной FIB-ламели, полученной методом STEM-NAADF и EDX карты распределения легирующих элементов Mo, Nb, C, B в твэльной трубе аустенитной коррозионно-стойкой стали EP172, изготовленной по технологии PM HIP с использованием быстрозакаленного PREP порошка, которые выявляют высокую дисперсность и плотность распределения выделений карбидной и боридной фаз.

На рис. 14 показано сохранение более низкого значения параметра решетки аустенита в полуфабрикате — PM HIP компакте и изделии — твэльной трубе, полученных по PM HIP технологии из аустенитной коррозионно-стойкой стали EP172 по сравнению с их традиционными аналогами, и схема равновесной фазовой диаграммы с неравновесными линиями солидус и сольвус для неравновесной кристаллизации с увеличением скорости охлаждения.

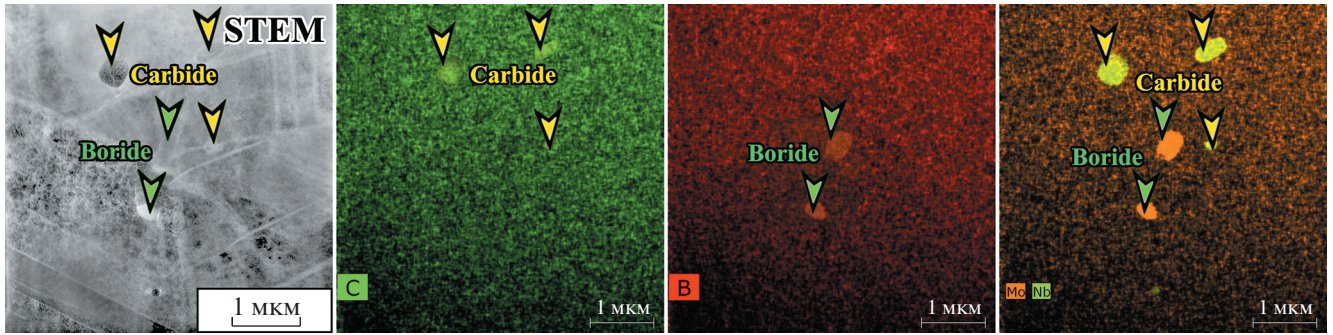


Рис. 13. Микроструктура (STEM – HAADF) и EDX карты распределения легирующих элементов Mo, Nb, C, B в твэльной трубе аустенитной коррозионно-стойкой стали EP172, изготовленной по технологии PM HIP с использованием быстрозакаленного PREP порошка.

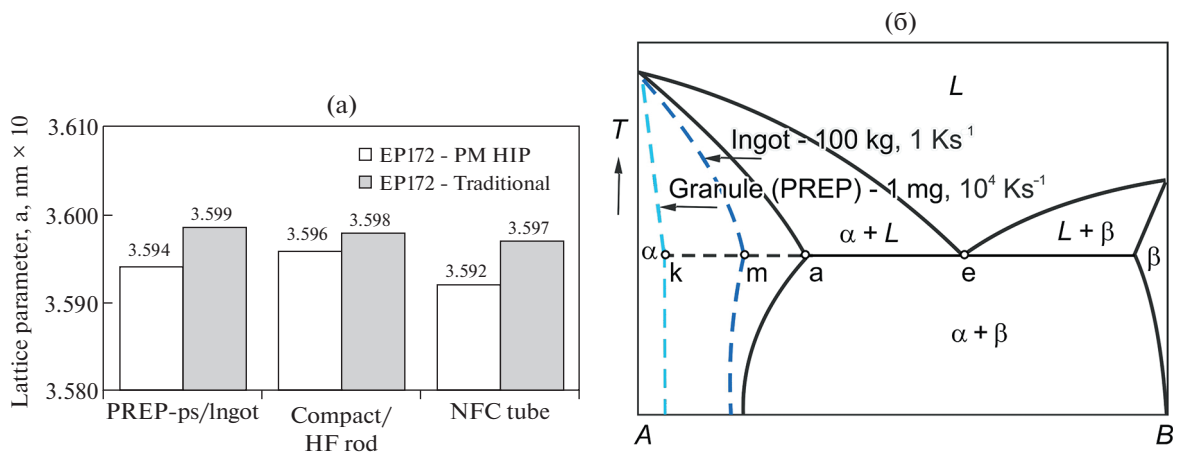


Рис. 14. Гистограммы параметра решетки аустенита в быстрозакаленных сферических частицах (ps) порошка PREP, PM HIP компакте и твэльной трубе аустенитной коррозионно-стойкой стали EP172, изготовленных по PM HIP технологии, и в их традиционных аналогах (а); схема равновесной фазовой диаграммы (черные сплошные линии) с неравновесными линиями солидус и сольвус (синие тона пунктирные линии) (б) соответственно.

Для объяснения результатов сравнительного исследования особенностей структуры слитка-электрода, полученного по традиционной технологии и быстрозакаленных порошков – гранул сферической формы, в частности меньший период решетки аустенита в гранулах по сравнению со слитком-электродом исследованных сталей (рис. 6, 14), необходимо рассмотреть основы физического материаловедения для неравновесной кристаллизации.

Сплавы, упрочнение которых определяется легированием твердого раствора – матрицы, в случае изучаемых аустенитных коррозионно-стойких сталей – аустенита, и выделением дисперсных упрочняющих карбидных фаз, характеризуются ограниченной растворимостью легирующих элементов, что определяет возможность их дисперсионного твердения.

При кристаллизации сплавов с ограниченной растворимостью легирующих элементов, процесс фазового превращения является инконгруэнтным,

т.е. сопровождается изменением состава жидкой и твердой фазы в результате диффузии легирующих элементов и, следовательно, эти сплавы чувствительны к скорости охлаждения при кристаллизации. Неравновесное затвердевание обычных слитков характеризуется подавлением диффузии в твердом состоянии и протеканием смешивания (гомогенизации) в жидкости – расплаве. Таким образом, в неравновесных условиях происходит смещение неравновесных линий солидус при увеличении скорости охлаждения в сторону уменьшения концентрации легирующих элементов в твердой фазе и, соответственно, возрастание их содержания в жидкой фазе.

Следовательно, при неравновесной кристаллизации в условиях охлаждения с повышенной скоростью образование неравновесной метастабильной эвтектики происходит в сплавах с содержанием компонента В существенно меньшем равновесной предельной растворимости (точка а)

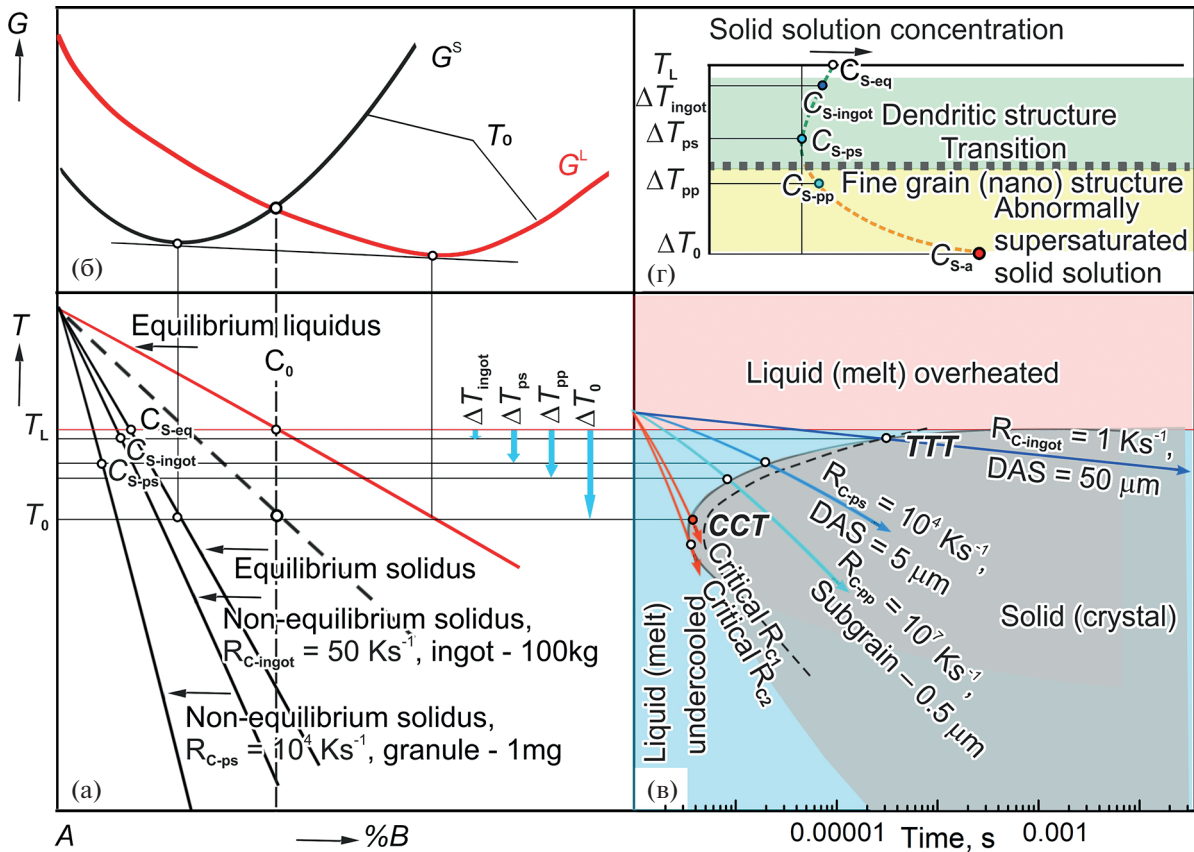


Рис. 15. Схема участка фазовой диаграммы с линиями равновесных ликвидус и солидус, а также линиями неравновесных солидус, штриховая линия соответствует бездиффузионной кристаллизации (а); кривые молярной свободной энергии твердой (кристаллической) и жидкой фаз при температуре T_0 (б); схема диаграмм ТТТ и ССТ (в); схема зависимости концентрации твердого раствора аустенита от переохлаждения (скорости охлаждения) с переходом от дендритной структуры к мелкозернистой структуре, определяющим смену знака изменения концентрации и параметра решетки аустенита (г) соответственно.

на рис. 146 и сочетается с уменьшением предельной растворимости и соответствующим смещением линии сольвус в сторону уменьшения концентрации. Появлению эвтектики в неравновесных условиях для слитка – электрода (точка m) и для сферической гранулы (точка k). Равновесное затвердевание (при бесконечно малой скорости охлаждения) характеризуется идеальным смешиванием (гомогенизацией) в твердой и жидкой фазах и соответствует равновесной линии солидус (рис. 14). Следует отметить, что термомеханическая обработка по традиционной технологии приводит к некоторому снижению параметра решетки аустенита, а также концентрации Nb в аустените. Большее значение атомного радиуса и меньший коэффициент распределения $k = C_S/C_L$ для Nb, чем для Mo, по-видимому, определяет приведенные выше результаты по снижению параметра решетки аустенита при термомеханической обработке по традиционной технологии.

В данной работе построена схема (рис. 15), включающая участок диаграммы состояния с ли-

ниями неравновесного солидуса и линией бездиффузионного затвердевания, а также элементы геометрической термодинамики с учетом ТТТ- и ССТ-кинетических диаграмм основного фазового превращения – кристаллизации для объяснения выявленного перехода от дендритной структуры к мелкозернистой структуре и изменения параметра решетки аустенита в быстрозакаленных порошках, полученных со скоростями охлаждения ниже критической, и в традиционных слитках.

Построение этой схемы осуществлено на основе анализа влияния скорости охлаждения при кристаллизации на формирование структуры литого состояния.

Дендритная структура литых сплавов весьма распространена вследствие того, что при затвердевании обычного слитка, т.е. как правило, при положительном градиенте температуры в расплаве, дендритный рост определяется наличием концентрационного переохлаждения, формирующегося в расплаве перед фронтом кристаллизации за

счет перераспределения легирующих элементов между расплавом и кристаллизующейся фазой.

В этом состоит важное отличие от чистых металлов, в которых кристаллизация при положительном градиенте температуры в расплаве происходит с устойчивым плоским фронтом, а неустойчивость плоского фронта и дендритный рост наблюдаются при отрицательном градиенте температуры в переохлажденном расплаве.

Перераспределение легирующих элементов между расплавом и кристаллизующейся фазой, определяющее наличие концентрационного переохлаждения, происходит вследствие различия концентрации твердой (кристаллической) (C_S) и жидкой (C_L) фаз при равновесном затвердевании в интервале температур кристаллизации между температурой ликвидус (T_L) и солидус (T_S) (рис. 15а).

Микролегирующие элементы внедрения в исследованных аустенитных коррозионно-стойких сталях, также как и в никелевых жаропрочных сплавах — углерод и бор имеют минимальные значения коэффициентов распределения (partition ratio $k = C_S/C_L$ табл. 2) и соответственно приводят к максимальному повышению величины концентрационного переохлаждения и протяженности области его существования.

Таким образом, микролегирующие элементы внедрения — углерод и бор в аустенитных коррозионно-стойких сталях также как и в жаропрочных никелевых суперсплавах, определяют формирование дендритной структуры в широком интервале скоростей охлаждения при кристаллизации, установленном в данной работе: от скорости охлаждения — $R_{C-ingot} \sim 1 \text{ Кс}^{-1}$ для 100 кг слитка-электрода коррозионно-стойкой стали EP172 до скорости охлаждения — $R_{C-ps} \sim 10^4 \text{ Кс}^{-1}$ для 1 мг гранулы (ps) быстрозакаленного PREP порошка этой стали.

Причина этого состоит в том, что условием формирования концентрационного переохлаждения является замедление диффузионного перемещения высокоподвижных атомов внедрения углерода и бора в твердой фазе и протекание диффузии в жидкой фазе в широком интервале скоростей охлаждения при кристаллизации.

Таким образом, подавить формирование дендритной структуры, т.е. устранить концентрационное переохлаждение возможно при скоростях охлаждения подавляющих диффузионное перемещение атомов углерода и бора в жидкой фазе (расплаве).

Согласно общему термодинамическому подходу бездиффузионная кристаллизация возможна при скорости охлаждения, соответствующей

величине переохлаждения, определяемому пересечением (тока равенства) молярных свободных энергий твердой фазы и расплава (первая критическая скорость охлаждения — R_{C1}). Вторая критическая скорость охлаждения (R_{C2}) определяет степень переохлаждения расплава, при которой подавляется процесс кристаллизации расплава и образуется аморфное состояние (рис. 15в).

В общем случае при кристаллизации слитка формируется концентрационное переохлаждение, величина которого при небольшой скорости охлаждения является малой и приводит к появлению ячеистой (cellular) структуры. Переход к формированию дендритной структуры при повышении скорости охлаждения, согласно основам физики металлов, происходит за счет увеличения величины концентрационного переохлаждения и протяженности области его существования, что экспериментально подтверждено в работе [22] на модельном сплаве.

В данной работе на основе полученных результатов установлена область скоростей охлаждения соответствующих формированию дендритной структуры: от скорости охлаждения $R_{C-ingot} \sim 1 \text{ Кс}^{-1}$ при затвердевании традиционного слитка-электрода до $R_{C-ps} \sim 10^4 \text{ Кс}^{-1}$ для гранулы (ps) порошка PREP, а также переход к мелкозернистой структуре при скорости охлаждения $R_{C-pp} \sim 10^7 \text{ Кс}^{-1}$ в пластинчатой частице (pp) быстрозакаленного RMP + RSP порошка аустенитной коррозионно-стойкой стали EP172.

Формирование дендритной структуры, обусловленное наличием концентрационного переохлаждения, определяется подавлением диффузии в твердой фазе и ее протеканием в жидкой фазе, что, как известно, приводит к смещению линии солидус неравновесного затвердевания в сторону снижения концентрации твердой фазы, возрастающему с увеличением скорости охлаждения (рис. 14б).

Таким образом, в условиях формирования дендритной структуры при увеличении скорости охлаждения происходит снижение концентрации твердого раствора и соответственно, возрастание содержания выделений второй (избыточной) фазы, дисперсность которой возрастает при увеличении скорости охлаждения.

Бездиффузионное затвердевание согласно общему термодинамическому подходу обеспечивает формирование аномально-пересыщенных твердых растворов, что экспериментально подтверждено, в частности, для быстрозакаленных сплавов на основе алюминия системы Al—Zr.

Установленное в данной работе подавление формирования дендритной структуры, переход к мелкозернистой структуре и повышение периода решетки твердого раствора аустенита может быть объяснено согласно основам физики металлов формированием метастабильной фазы типа кластеров – зон Гинье–Престона.

Интенсивность образования таких метастабильных GP зон, очевидно, может также снижаться по мере увеличения скорости охлаждения до критической скорости, соответствующей бездиффузионной кристаллизации и обеспечивающей формирование аномально-пересеченного твердого раствора (рис. 15г).

Наиболее наглядно это выявлено при автордиографическом исследовании, изучении выделений карбидных и боридных фаз, а также по изменению параметра решетки твердого раствора аустенита.

Температурно-деформационные процессы при РМ HIP консолидации также как и ковка при традиционной технологии и последующие технологические воздействия не изменяют кардинально структурные особенности сравниваемых технологий для исследованных сталей. Следовательно, основными параметрами, определяющими микроструктуру полуфабрикатов и изделий, являются: состав сплава; скорость затвердевания и температурно-деформационные технологические процессы. Скорость охлаждения при затвердевании является доминирующим фактором в формировании окончательного размера карбидной и боридной фаз и, следовательно, является ключевым технологическим параметром, хотя некоторые изменения могут быть вызваны температурно-деформационными технологическими процессами, в частности, термической обработкой. Следует отметить, что более четкое проявление структурных особенностей выделения карбидной и боридной фаз установлено в данной работе при увеличении содержания углерода и бора в исследованной стали EP168 по сравнению со сталью EP172.

Дальнейшее повышение содержания углерода и содержания высокопрочной карбидной фазы, которое осуществляется в быстрорежущих сталях, приводит к еще более существенному проявлению структурных особенностей и соответственно различию свойств быстрорежущих сталей полученных по сравниваемым технологиям с использованием атомизации расплава и выплавки традиционного массивного слитка [23].

Быстрорежущие стали представляют собой сложные многокомпонентные системы при содержании углерода до 1 мас. % и карбидообразую-

щих элементов (W до 18%, Mo до 5% и др.), что обеспечивает образование большого количества упрочняющей высокопрочной карбидной фазы на основе карбида вольфрама в этих сложнолегированных сталях, имеющих составы, соответствующие образованию карбидной эвтектики – ледебурита, и относящихся к *ледебуритному классу сталей*. Быстрорежущие стали, обеспечивающие высокую скорость обработки металлов резанием, сочетают высокие твердость, теплостойкость (до 600–680°C), износостойкость в условиях нагрева валков горячекатаных станов, режущих инструментов при высокоскоростной обработке резанием. Для литых высоколегированных быстрорежущих сталей, характерно интенсивное проявление карбидной ликвиции с выделением крупных карбидов, в частности на основе карбида вольфрама, в виде неравновесной эвтектики – ледебурита, которое сопровождается снижением механических, технологических, сервисных характеристик.

В связи с этим переход к технологии порошковой металлургии с использованием быстрозакаленных порошков, полученных распылением расплава, ознаменовал новый этап в развитии быстрорежущих сталей.

Сравнительные исследования быстрорежущих сталей, полученных по традиционной технологии и с использованием методов быстрой закалки расплава (Ospray метод и РМ) позволили установить в работе [23], что микроструктура с существенно более высокодисперсной карбидной фазой при быстрой закалке формируется в основном во время затвердевания, и лишь ограничено модифицируется впоследствии посредством горячей обработки давлением и термообработке.

Приведенные выше результаты по более низкой концентрации твердого раствора аустенита в быстрозакаленном PREP порошке (ps), полуфабрикате РМ HIP и твэльной трубе из аустенитных коррозионно-стойкой стали по сравнению с их аналогами, полученными по традиционной технологии, хорошо коррелируют с результатами работы [24], в которой проведено сравнительное исследование наличия эффекта динамического старения в суперсплаве на основе никеля Inconel 625, полученном по АМ- и по традиционным технологиям.

В упомянутой работе выявлено отсутствие динамического деформационного старения (DSA) [25, 26] в Inconel 625, полученном методом АМ, и наличие DSA в его традиционном аналоге. При этом установлена более высокая дисперсность частиц карбидной фазы и ее количество в образце, полученном по АМ-технологии по сравнению с образцом, полученным по традиционной технологии.

Следует отметить, что вследствие сходства особенностей формирования дендритной структуры при быстрой закалке расплава и в традиционных слитках жаропрочных никелевых суперсплавов и аустенитных коррозионно-стойких сталей [27, 28], для пояснения результатов работы [24], можно успешно применить схему, представленную на рис. 14б. А именно, для образца, полученного по АМ-технологии при высокой скорости охлаждения надо принимать во внимание смещение линии солидус в сторону более низких концентраций твердого раствора, что косвенно подтверждается повышением количества карбидной фазы, установленном в работе по сравнению с традиционным слитком. Именно более низкая концентрация в твердом растворе углерода и легирующих карбидообразующих элементов приводит к установленному в работе отсутствию динамического деформационного старения (DSA) в Inconel 625, полученном методом АМ, и наличие DSA в его традиционном аналоге.

4. ВЫВОДЫ

Основные выводы исследования определены следующим образом:

1. Исследуемые быстрозакаленные сферические (ps) PREP- и RMP порошки, полученные атомизацией (распылением) расплава аустенитных коррозионно-стойких сталей EP172 и EP168 характеризуются образованием дендритной структуры, как и их традиционные слитки.

2. Установлено формирование дендритной структуры вследствие неравновесной кристаллизации при скоростях охлаждения в широком диапазоне скоростей охлаждения: от $R_{C-ingot} \sim 1 \text{ Кс}^{-1}$ для традиционного слитка-электрода массой $\sim 100 \text{ кг}$ до $R_{C-ps} \sim 10^4 \text{ Кс}^{-1}$ для быстрозакаленной гранулы (ps – сферическая частица) массой 1 мг PREP- и RMP порошков при быстрой закалке расплава при его атомизации.

3. Расстояние между дендритными осями (вторичными) DAS является надежным параметром, определяющим взаимосвязь между скоростями охлаждения и степенью дисперсности дендритной структуры. Установлено, что $DAS \sim 50 \text{ мкм}$ для слитка массой 100 кг и $DAS \sim 5 \text{ мкм}$ для 1 мг гранул (ps) быстрозакаленного PREP порошка. Эти результаты, безусловно, согласуются с дисперсностью выделений карбидов и боридов, которые наблюдаются преимущественно в межосных областях и декорируют дендритную структуру. Для слитка-электрода характерно образование крупных выделений карбидов типа MC размером $\sim 10 \text{ мкм}$, а в гранулах быстрозакаленного PREP порошка стали EP172 размер выделений карбидов $\sim 0.1 \text{ мкм}$.

4. Установлено уменьшение параметра решетки аустенита за счет уменьшения концентрации

твердого раствора при неравновесной кристаллизации при увеличении скорости охлаждения с образованием дендритной структуры, которое характеризуется сдвигом линии солидус в область более низких концентраций твердого раствора.

5. При увеличении скорости охлаждения до $R_{C-pp} \sim 10^7 \text{ Кс}^{-1}$ для пластинчатой частицы (pp) RMP + RSP порошка аустенитной коррозионно-стойкой стали EP172 выявлено образование мелкозернистой структуры с размером субзерен $\sim 0.5 \text{ мкм}$.

6. Таким образом, установлено наличие перехода от формирования дендритной структуры при затвердевании традиционного слитка ($R_{C-ingot} \sim 1 \text{ Кс}^{-1}$) и гранулы (ps) порошка PREP ($R_{C-ps} \sim 10^4 \text{ Кс}^{-1}$) к мелкозернистой структуре в пластинчатой частице (pp) ($R_{C-pp} \sim 10^7 \text{ Кс}^{-1}$) RMP + RSP порошка аустенитной коррозионно-стойкой стали EP172.

7. Предложен механизм этого перехода и построена объясняющая схема. Замедление диффузии углерода и бора в жидкой фазе с увеличением скорости охлаждения до $R_{C-pp} = 10^7 \text{ Кс}^{-1}$ определяет устранение концентрационного переохлаждения и, соответственно, подавление образования дендритной структуры.

8. Выявлено, что параметр решетки аустенита имеет более высокое значение для частиц пластинчатой формы (pp) RMP + RSP порошка ($R_{C-pp} \sim 10^7 \text{ Кс}^{-1}$), чем в гранулах (ps) PREP порошка ($R_{C-ps} \sim 10^4 \text{ Кс}^{-1}$) аустенитных коррозионно-стойких сталей EP172 и EP168.

9. Объяснение этого результата включает предлагаемый механизм перехода от формирования дендритной структуры к мелкозернистой структуре в быстрозакаленном RMP + RSP порошке аустенитных коррозионно-стойких сталях EP172 и EP168. Формирование мелкозернистой структуры в соответствии с основами термодинамики позволяет предположить появление, по-видимому, метастабильной γ' -фазы – GPZ кластерного типа, что обуславливает увеличение концентрации твердого раствора.

10. По результатам автордиографии полуфабрикаты – РМ НРР компакты и изделия – твэльные трубы, полученные по технологии РМ НРР из сталей EP172 и EP168, демонстрируют сохранение более высокой степени однородности распределения углерода и бора по сравнению с традиционными аналогами, что определяет более высокий уровень механических свойств.

11. В твэльной трубе из аустенитной коррозионно-стойкой стали ChS68, изготовленной по традиционной технологии, установлено наличие значительного количества двойников типа $\langle 111 \rangle (111)$. Легирование аустенита титаном приводит к уменьшению энергии дефекта упаковки (SFE) и, следовательно, стимулирует двойникование. Выявлен-

ная в данной работе значительная степень разориентации решетки в зерне, указывает на высокие внутренние напряжения, необходимые для преодоления барьера сдвиговой деформации, и хорошо коррелирует с [21].

12. В то же время выявлено уменьшение параметра решетки аустенита в твэльной трубе из стали ChS68 (3.5943 Å) по сравнению с твэльной трубкой из стали EP172 (3.5971 Å). Легирование аустенита титаном вместо Nb приводит к уменьшению параметра решетки аустенита в соответствии с законом Vegarda.

13. Более отчетливое проявление эффекта применения РМ НР технологии быстрозакаленных порошков на структурные особенности, выделение карбидной и боридной фаз, установлено в данной работе при увеличении содержания углерода и бора в исследованной стали EP168 по сравнению со сталью EP172.

14. Дальнейшее повышение содержания углерода и содержания высокопрочной карбидной фазы, которое осуществляется в быстрорежущих сталях, в корреляции с данной работой, приводит к еще более существенному проявлению структурных особенностей и, соответственно, различию свойств быстрорежущих сталей, полученных по сравниваемым технологиям с использованием атомизации расплава и выплавки традиционного массивного слитка.

15. Основными параметрами, определяющими микроструктуру полуфабрикатов и изделий, полученных по технологии РМ НР с использованием быстрозакаленных порошков и по традиционной технологии, являются: состав сплава; скорость охлаждения при затвердевании и температурно-деформационные технологические процессы. Скорость охлаждения при затвердевании является доминирующим фактором в формировании окончательного размера карбидной и боридной фаз и, следовательно, является ключевым технологическим параметром.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ/REFERENCES

1. Zinkle S.J., Was G.S. // *Acta Mater.* 2013. V. 61 (3). P. 735. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2012.11.004>
2. Yano Y. et al. // *J. Nucl. Mater.* 2017. V. 487. P. 229. <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2017.02.021>
3. Shulga A.V. // *J. Nucl. Mater.* 2013. V. 434 (1–3). P. 133. <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2012.11.008>
4. Shulga V. // *Proc. European Congress and Exhibition on PM.* 2016. P. 1.
5. Shulga V. // *Proc. European Congress and Exhibition on PM.* 2022. P. 1.
6. Shulga V. // *J. Nucl. Mater.* 2008. V. 373 (1–3). P. 44. <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2007.04.050>
7. Daamen M. et al. // *Proc. 8th European Continuous Casting Conference.* 2014. V. 8. P. 1.
8. Mukunthan K. et al. // *ISIJ Int.* 2013. V. 53 (12). P. 2152. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.53.2152>
9. Vallejo N.D. et al. // *Metals.* 2021. V. 11 (5). P. 832. <https://doi.org/10.3390/met11050832>
10. Whitesell H.S., Overfelt R.A. // *Mater. Sci. Eng.* 2001. V. 318 (1–2). P. 264.
11. Zhang Y., Huang B., Li J. // *Metall. Mater. Trans. A.* 2013. V. 44. P. 1641. <https://doi.org/10.1007/s11661-013-1645-7>
12. Rahimian M. et al. // *Metall. Mater. Trans. A.* 2015. V. 46. P. 2227. <https://doi.org/10.1007/s11661-015-2815-6>
13. Milenkovic S. et al. // *Proc. MATEC Web of Conf.* 2014. V. 14. P. 13004.
14. Rosa D. et al. // *Metall. Mater. Trans. A.* 2008. V. 39. P. 2161. <https://doi.org/10.1007/s11661-008-9542-1>
15. Sourmail T., Okuda T., Taylor J.E. // *Scr. Mater.* 2004. V. 50 (10). P. 1271. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2004.02.028>
16. Cao Y., Ernst F., Michal G.M. // *Acta Mater.* 2003. V. 51 (14). P. 4171. [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(03\)00235-0](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(03)00235-0)
17. Ren Z., Heuer A.H., Ernst F. // *Acta Mater.* 2019. V. 167. P. 231. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2019.01.018>
18. Nascimento F.C. et al. // *Mater. Res.-Ibero-Am. J.* 2009. V. 12 (2). P. 173. <https://doi.org/10.1590/S1516-14392009000200011>
19. Ren Z., Ernst F. // *Acta Mater.* 2019. V. 173. P. 96. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2019.04.039>
20. Zhang J. et al. // *Acta Mater.* 2021. V. 217. P. 117176. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2021.117176>
21. Okita T. et al. // *Phil. Mag.* 2005. V. 85 (18). P. 2033. <https://doi.org/10.1080/14786430412331331871>
22. Rosa D. et al. // *Metall. Mater. Trans. A.* 2008. V. 39. P. 2161. <https://doi.org/10.1007/s11661-008-9542-1>
23. Rodenburg C., Rainforth W.M. // *Acta Mater.* 2007. V. 55 (7). P. 2443. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2006.11.039>
24. Beese A.M. et al. // *Nat. Commun.* 2018. V. 9 (1). P. 2083. <https://doi.org/10.1038/s41467-018-04473-5>
25. Epperly E.N., Sills R.B. // *Acta Mater.* 2020. V. 193. P. 1. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2020.03.031>
26. Sills R.B., Cai W. // *Phil. Mag.* 2016. V. 96 (10). P. 895. <https://doi.org/10.1080/14786435.2016.1142677>
27. Шульга А.В. // *Ядерная физика и инжиниринг.* 2022. Т. 13 (3) С. 222. <https://doi.org/10.56304/S2079562922010390> [Shulga A.V. // *Phys. At. Nucl.* 2021. V. 84 (11). P. 1801]. <https://doi.org/10.1134/S1063778821090325>
28. Шульга А.В. // *Ядерная физика и инжиниринг.* 2023. Т. 14 (1). С. 27. <https://doi.org/10.56304/S2079562922030484> [Shulga V. // *Phys. At. Nucl.* 2022. V. 85 (12). P. 2015]. <https://doi.org/10.1134/S1063778822100581>

A Comparative Study of the Structure Features of Rapidly Quenched REP-Powders, PM HIP Compacts, Products of Austenitic Stainless Steels and Their Traditional Counterparts

A. V. Shulga*

National Research Nuclear University MEPhI (Moscow Engineering Physics Institute), Moscow, 115409 Russia

**e-mail: avshulga@mephi.ru*

Received July 19, 2023; revised July 21, 2023; accepted July 25, 2023

Abstract—Rapidly quenched REP-powders produced by melt atomization, evidently, can be characterized by the effect of quenching rate on structure features as in traditional solid state quenching. However, the critical cooling rate, determined in the TTT diagram for melt phase transformation: crystallization is much higher than its value for suppressing austenite transformation in carbon steels. Important features of rapidly quenched powders – high dispersity of dendrites and formation of fine subgrain structure – determine the precipitation of carbides and borides. Direct nuclear methods of activation autoradiography on carbon, track autoradiography on boron, metallography, SEM, EDX, etc were used for investigation. The structure features including the lattice parameter of a solid solution of rapidly quenched REP powders, HIP PM compacts, products of austenitic stainless steels and their traditional counterparts were revealed and analyzed taking into account the role of carbon and boron, precipitation of carbides, borides and effect of non-equilibrium states.

Keywords: stainless steels, rapidly quenched powder, REP-techniques, PM HIP, traditional technology, hot deformation, heat treatment, autoradiography, carbon, boron, microstructure, mechanical properties, lattice parameters, non-equilibrium states