



(12) ОПИСАНИЕ ИЗОБРЕТЕНИЯ К ЕВРАЗИЙСКОЙ ЗАЯВКЕ

(43) Дата публикации заявки
2020.02.28

(22) Дата подачи заявки
2017.06.01

(51) Int. Cl. C21D 8/02 (2006.01)
C21D 8/04 (2006.01)
C21D 1/26 (2006.01)
C21D 1/28 (2006.01)

(54) СПОСОБ ГОМОГЕНИЗАЦИИ СОСТАВОВ СТАЛИ

(31) 62/464,723; 15/609,377

(32) 2017.02.28; 2017.05.31

(33) US

(86) PCT/US2017/035513

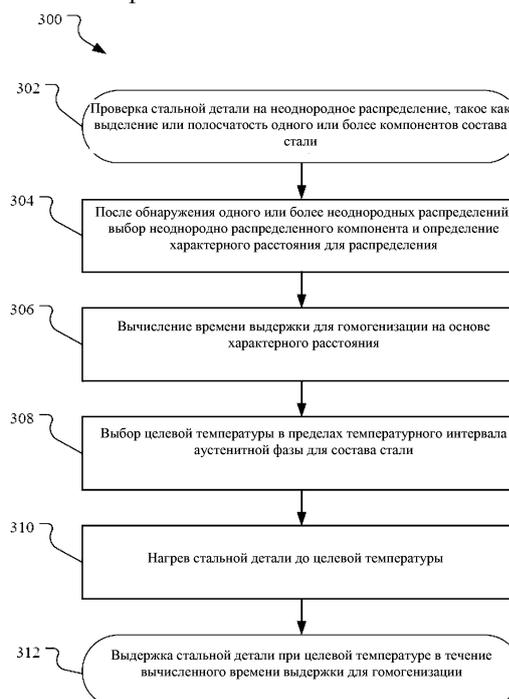
(87) WO 2018/160211 2018.09.07

(71) Заявитель:
ТЕРРАПАУЭР, ЭлЭлСи (US)

(72) Изобретатель:
Хакетт Мика Дж. (US)

(74) Представитель:
Поликарпов А.В., Соколова М.В.,
Путинцев А.И., Черкас Д.А., Игнатъев
А.В., Билык А.В., Дмитриев А.В. (RU)

(57) В изобретении описаны способы улучшения характеристики и состояния сталей путем тщательного регулирования начальной гомогенизации составов стали до деформации в горячем состоянии. Предоставлены экспериментальные данные, показывающие, что традиционные технологии аустенизации не учитывают диффузию различных компонентов в составе стали и, следовательно, могут не полностью гомогенизировать состав стали. В способах, описанных в этом изобретении, начальную стадию аустенизации стального слитка изменяют для достижения более однородного распределения различных компонентов по всему слитку. Улучшенный способ включает нагрев состава стали до температуры в пределах верхней половины температурного интервала чисто аустенитной фазы и поддержание состава стали при этой температуре в течение периода времени, определенного на основе диффузионной способности по меньшей мере одной составляющей стали в аустенитной фазе состава стали.



Способ гомогенизации составов стали

Настоящая заявка подана 1 июня 2017 как международная заявка РСТ и испрашивает приоритет от 28 февраля 2017 и от 31 мая 2017 по дате подачи предварительной заявки США № 64/464723, озаглавленной «Способ гомогенизации составов стали», и заявки на полезную модель США № 15/609377, озаглавленной «Способ гомогенизации составов стали», соответственно, и обе указанные заявки посредством этого включены в данный документ путем ссылки во всей их полноте.

Введение

Сталь относится к сплавам железа и углерода, которые подходят для многих применений. Последние 30 лет развития были направлены в основном на варианты стали с 8 – 9 масс.% Сг. Хотя было разработано много сталей, лишь очень немногие стали рентабельными.

Краткое описание чертежей

Следующие чертежи, которые образуют часть этой заявки, иллюстрируют описываемую технологию и не подразумевают ограничения области защиты изобретения, заявленной любым образом, которая должна быть основана на приложенной формуле изобретения. Комплект материалов патента или заявки содержит по меньшей мере один чертеж, выполненный в цвете. Копии публикации этого патента или патентной заявки с цветным чертежом(ами) будут предоставлены Офисом по запросу и при уплате необходимого сбора.

На Фиг. 1 укрупнено показано воплощение способа улучшенной гомогенизации, где он встроен в способ плавления стали.

На Фиг. 2 показана псевдо бинарная фазовая диаграмма для номинальной стали NT9 (Fe-XCr-0,2C), вычисленная с помощью программного обеспечения Thermo-calc™.

На Фиг. 3 показано воплощение операции гомогенизации.

На Фиг. 4a -4c показана только нормализованная микроструктура при 1050⁰С для 5 минут и 15 минут.

На Фиг. 5a и 5b показано, что для Heat A даже два часа при 1050⁰С или 1 час при 1075⁰С не полностью гомогенизируют микроструктуру или устраняют полосчатость.

На Фиг. 6a и 6b показаны несколько различных нормализованных и отпущенных микроструктур в Heat D, где более темные полосы представляют более высокую плотность и/или больший размер карбидов.

На Фиг. 7a и 7b показаны несколько микрофотографий только нормализованного Heat D HT9.

На Фиг. 8a и 8b показано сравнение с более высоким увеличением при том же условии тепловой обработки образца Heat A, протравленного как суперпикралем (superpicral), так и Kalling's № 2.

На Фиг. 9a – 9f показано, что получающийся стальной листовой и прутковый материал имел измеримую сегрегацию Cr как для листового, так и для трубного продукта из Heat G.

На Фиг. 10a и 10b показано краткое описание основных технологических стадий, используемых для изготовления листового и трубного продуктов из плавов CH и DH.

На Фиг. 11 показано характерное изображение трансмиссионной электронной микроскопии (ТЭМ), показывающее глубину воздействия на поры, созданные облучением.

На Фиг. 12 показаны результаты распухания в плавках.

На Фиг. 13 показан коллаж ТЭМ пористой микроструктуры в четырех плавках после облучения при 480°C для 188 сна (смещений на атом) с 0,2 ачм (атомных частей на млн.) He/сна, где поры имеют вид черных элементов.

На Фиг. 14 показан коллаж ТЭМ пористой микроструктуры в четырех плавках после облучения при 460°C для 188 сна с 0,015 ачм He/сна.

На Фиг. 15a – 15c представлены перспективные виды с частичным разрезом в схематической форме воплощения топливной сборки, содержащей множество топливных элементов.

На Фиг. 16 показан кожухотрубный теплообменник, выполненный с кожухом.

На Фиг. 17 показаны воплощения открытых, полуоткрытых и закрытых крыльчаток.

На Фиг. 18 показаны структурные элементы и крепежные детали, которые можно изготовить из описанных выше воплощений стали.

На Фиг. 19 показано воплощение реактора на бегущей волне.

Фиг. 20 является изображением плавки из HT9, гомогенизированной при температуре выше чисто аустенитной фазы, показывающим получающееся образование нежелательного δ – феррита.

Подробное описание изобретения

Один традиционный способ закалки сталей состоит в нагреве стального слитка до температуры, при которой железная фаза изменяется из феррита в аустенит, то есть кристаллическая структура изменяется из ОЦК (объемно-центрированной кубической) в ГЦК (гранецентрированную кубическую). Действие по нагреву стали до аустенита называют аустенизацией. В аустенитной фазе сталь может растворять существенно больше углерода. Температурный интервал аустенитной фазы изменяется в зависимости от состава и его обычно определяют из термодинамических вычислений, однако его также можно подтвердить экспериментально для конкретных составов. После достижения температурного интервала аустенитной фазы температуру затем поддерживают в течение некоторого периода времени, обычно определяемого экспериментально, то есть достаточно долго для того, чтобы обеспечить, что весь состав стали полностью перешел в аустенитную фазу. После того, как была достигнута полная аустенизация, материал затем охлаждают с высокой скоростью охлаждения, так чтобы не было времени для образования карбидных осадков. Это вызывает переход стали в мартенситную фазу, в которой кристаллическая решетка становится ОЦТ (объемно-центрированной тетрагональной) вместо ОЦК. После этого способа сталь можно деформировать в горячем состоянии, нормализовать (что может включать стадию второй аустенизации) и отпустить для достижения конечной формы и твердости.

Были выполнены эксперименты, которые показывают, что стойкость и прочность сталей можно улучшить путем более тщательного регулирования начальной гомогенизации составов стали до деформации в горячем состоянии. Эксперименты показывают, что в традиционных технологиях аустенизации не учитывают диффузию различных компонентов в составе стали и, следовательно, возможна не полная гомогенизация состава стали.

В описанных в этом изобретении способах начальную стадию аустенизации стального слитка изменяют для достижения гомогенного распределения различных компонентов во всем слитке. Чтобы отличить обсужденные выше традиционные технологии аустенизации от описанных в данном документе способов по изобретению, начальную стадию с использованием описанных в данном документе способов называют стадией гомогенизации или просто гомогенизацией.

На Фиг. 1 укрупнено показано воплощение способа улучшенной гомогенизации, где он встроен в способ плавления стали. В показанном способе 100 начальный состав

стали создают путем объединения различных компонентов в пропорциях, необходимых для получения требуемого состава стали на операции 102 начальной плавки и создания слитка. Это можно осуществить, используя любую подходящую технологию, такую как использование вакуумной индукционной плавки (ВИП) или аргоноокислородного обезуглероживания (АКО) после ВИП. Можно выполнять или можно не выполнять дополнительную очистку для уменьшения примесей, например, вакуумный дуговой переплав (ВДП), или электрошлаковый переплав (ЭШП), или вакуумный дуговой переплав с расходуемым электродом (ВДПРЭ), или электронно-лучевую плавку (ЭЛП). Можно было бы также осуществлять ВИП с измельчением инертным газом для получения порошка, чтобы использовать сталь в применениях порошковой металлургии. Например, в одном воплощении плавка может включать ВИП одного или более слитков из состава стали в вакуумной индукционной печи в течение некоторого периода времени, выковывание из слитков электродов и переплав слитков в печи ВДПРЭ. Также подходят другие способы плавки.

Операция 102 начальной плавки и создания слитка включает нагрев состава стали до температуры, при которой по меньшей мере часть состава стали образует аустенитную фазу. На Фиг. 2 показана псевдо бинарная фазовая диаграмма для номинальной стали НТ9 (Fe-XCr-0,2C), вычисленная с помощью программного обеспечения Thermo-calcTM. На Фиг. 2 аустенитная фаза представлена символом гамма, γ , и показаны температурные интервалы, в которых часть или все составы стали находится в аустенитной фазе. В некоторых воплощениях операция начальной плавки может включать специальную операцию аустенизации, на которой состав стали после начальной плавки нагревают до температуры аустенизации и выдерживают в течение периода времени, в течение которого по меньшей мере часть состава стали переходит в аустенитную фазу.

Операция 102 начальной плавки и создания слитка может включать дополнительную обработку стали как часть изготовления конечного твердого стального продукта. Она может включать ковку, обработку на станке, резку, измельчение, прокат или любые другие действия для придания стальному слитку требуемой формы. В любом случае, продукт операции 102 начальной плавки и создания слитка является стальной деталью, такой как стальной слиток, цилиндрический слиток, лист или труба из состава стали. В рамках этой операции 102 стальной детали можно придать форму требуемого продукта. Обработка может быть обширной или минимальной, в зависимости от требуемого продукта.

После операции 102 начальной плавки и создания слитка стальную деталь затем гомогенизируют на операции 104 гомогенизации. В показанной операции 104 стальную деталь гомогенизируют путем нагрева стальной детали до более высокой температуры в пределах температурного интервала аустенитной фазы для этого состава стали и выдерживания стальной детали при целевой температуре в течение времени выдержки для гомогенизации, определенного на основе диффузионной способности одного или более компонентов состава стали.

На операции 104 гомогенизации целевую температуру выбирают на основе состава стали по той причине, что для различных составов стали температурный интервал аустенитной фазы зависит от состава стали. В одном воплощении температуру выбирают так, чтобы она была настолько высокой, насколько осуществимо, но все еще находилась в пределах аустенитного температурного интервала.

На Фиг. 2 показана псевдо бинарная фазовая диаграмма для номинальной стали NT9 (Fe-XCr-0,2C), вычисленная с помощью программного обеспечения Thermo-calc™. Температурный интервал аустенитной фазы показан как область одной лишь γ фазы. Выбор температуры обсуждают более подробно со ссылкой на Фиг. 3.

После нагрева до целевой температуры состав стали затем выдерживают при этой температуре на операции 104 гомогенизации. В течение этого периода времени различные компоненты в составе стали полностью растворяются и делаются подвижными по всему слитку с получением гомогенного состава стали в аустенитной фазе. Температуру поддерживают в течение периода времени (называемого «временем выдержки для гомогенизации» или просто «временем выдержки»), определенного на основе диффузионных способностей компонентов в стали и целевого расстояния диффузии, которого нужно достичь. Расстояние диффузии, d , для любого данного компонента состава в зависимости от времени, t , и целевой температуры, T , можно вычислить с помощью следующего уравнения:

$$d = \sqrt{D \cdot e^{-Q/kT} \cdot t}$$

где D является коэффициентом диффузии компонента в аустенитной фазе железа (γ -Fe), Q является энергией активации компонента в γ -Fe и k является постоянной Больцмана.

В одном воплощении используемое время выдержки может быть временем, вычисленным из уравнения диффузии для достижения требуемого расстояния диффузии для выбранного компонента. Так как в стали существует множество компонентов, таких

как Cr, Mo, Mn, V, W, Ni, Si, Co, Nb, N и т. п., для любого данного расстояния для конкретного компонента вычисленное время зависит от коэффициента диффузии компонента и энергии активации. Таким образом, для определения конкретного используемого времени выдержки для гомогенизации на операции 108 поддержания температуры сперва выбирают компонент и целевое расстояние диффузии.

Для выбора компонента в одном воплощении способа 100 выбирают наименее диффузионный компонент в составе стали. Альтернативно, время выдержки может быть временем выдержки для выбранного компонента, чье однородное распределение представляет особенный интерес. Например, выбранный компонент может быть компонентом, который наиболее вероятно подвергается сегрегации на основе предшествующего наблюдения или наиболее сегрегированным компонентом в слитке, как определено операции 104 гомогенизации.

Для выбора целевого расстояния диффузии в одном воплощении требуемое расстояние диффузии можно выбрать на основе физического размера стальной детали, такого как минимальная или максимальная высота, ширина и длина твердого слитка или листа или толщина стенки стальной трубы. В качестве примера этого воплощения для твердого трехмерного слитка, имеющего самую длинную ось, L (то есть, самую длинную прямую линию, которую можно провести между двумя поверхностями слитка), время выдержки на операции 106 может быть таким временем, t , для которого расстояние диффузии, d , равно наиболее длинной оси слитка, L . Говоря по-другому, время выдержки, t , является временем, определенным приведенным выше уравнением для выбранного компонента с использованием отношения $d/L = 1$. В альтернативном воплощении время выдержки может быть временем, получающимся из отношения d/L , которое больше или равно 0,5, 0,75, 0,9, 1,0, 1,1, 1,25, 1,5, 2,0 или 2,5. Альтернативно, расстояние диффузии можно выбрать на основе наиболее короткой оси, S , твердого трехмерного слитка и используют отношение d/S , которое больше или равно 0,5, 0,75, 0,9, 1,0, 1,1, 1,25, 1,5, 2,0 или 2,5.

В альтернативном воплощении требуемое расстояние диффузии можно выбрать на основе характеристик, наблюдаемых в стальной детали перед операцией 104 гомогенизации или в предыдущих партиях стальных деталей такого же состава. Например, в одном воплощении подлежащая гомогенизации стальная деталь может показывать наблюдаемые анизотропии или неоднородности внутри детали, такие как полосчатость или сегментация одного или более компонентов композиции. Требуемое расстояние диффузии может в этом случае быть основано на наблюдаемых явлениях для

гомогенизации и удаления наблюдаемой неоднородности, например, для удаления полос сегрегации конкретного компонента в стальной детали. Например, в слитке можно наблюдать сегментацию в форме полос конкретного компонента. В примере ниже описана такая наблюдаемая анизотропия для стали НТ9 в форме полосчатости S_r . Требуемое расстояние диффузии можно в этом случае выбрать в зависимости от расстояния между наблюдаемыми полосами, B , конкретного компонента. Говоря по-другому, время выдержки для гомогенизации, t , является временем, вычисленным с использованием отношения $d/B = 1$ для компонента, показывающего полосчатость. В альтернативном воплощении время выдержки может быть временем, для которого отношение d/B больше или равно 0,5, 0,75, 0,9, 1,0, 1,1, 1,25, 1,5, 2,0 или 2,5.

Верхнюю границу для времени выдержки для гомогенизации также можно выбрать для того, чтобы препятствовать росту избыточно больших зерен аустенита в течение способа 100 гомогенизации. В одном воплощении верхнюю границу можно выбрать на основе размера зерен аустенита, например, время выдержки, для которого не существует зерен аустенита больше 1000 мкм, 500 мкм, 100 мкм или даже 50 мкм по их наиболее длинной оси. В альтернативном воплощении верхний предел интервала времени выдержки можно выбрать на основе выбранного расстояния диффузии для целевого отношения расстояний (например, d/L , d/S , d/B и т. п.). Например, верхний предел времени выдержки, t , для которого d/B составляет 10,0, 5,0, 4,0, 2,5, 2,0 или даже 1,5.

Таким образом, в одном воплощении время выдержки гомогенизации, используемое в действии 104 по гомогенизации, является продолжительностью времени, вычисленной с использованием приведенного выше уравнения для выбранного компонента, для расстояния диффузии d , где d выбирают на основе наблюдаемой анизотропии, имеющей характерное расстояние B , так что отношение d/B находится между нижней границей $d/B = 0,5, 0,75, 0,9, 1,0, 1,1, 1,25, 1,5, 2,0$ или 2,5 и верхней границей $d/B = 10,0, 5,0, 4,0, 2,5, 2,0$ или даже 1,5 (исключая, конечно, те сочетания, в которых верхняя граница меньше нижней границы).

После истечения времени выдержки для гомогенизации гомогенизированную стальную деталь затем охлаждают до рабочей температуры и обрабатывают, либо путем деформации в горячем состоянии, либо путем деформации в холодном состоянии в конечную требуемую форму. Это показано операцией 106 обработки. Операция 106 обработки может дополнительно включать одну или более вспомогательных стадий, обычно связанных с обработкой стали, таких как отжиг, обработка на станке, удаление оксидов, прокат, прокат труб, механическое измельчение и экструзия.

Гомогенизированную и обработанную стальную деталь можно затем подвергнуть конечной обработке, как показано операцией 108 конечной обработки. Она может включать любые способы конечной обработки, известные сейчас в уровне техники или разработанные в дальнейшем. Например, можно использовать операцию 108 конечной обработки, которая включает нормализацию и отпуск для достижения конечных свойств состава стали. В одном воплощении операция 108 конечной обработки может включать один или более способов, описанных в патенте США № 9303295 от Hackett et al., озаглавленный «Состав на основе железа для топливного элемента», который включен в данный документ путем ссылки. После конечной обработки продукт из состава стали затем охлаждают до комнатной температуры и он готов к применению. Это показано операцией 110 охлаждения.

Операция 104 гомогенизации приводит к очень однородному слитку в качестве заготовки для операции 106 обработки. Так как операция обработки сама по себе в некоторой степени уменьшает гомогенность стальной детали, окончательную гомогенность конечного продукта улучшают путем улучшения гомогенности слитка до операции 106 обработки. Хотя операция 108 конечной обработки может частично способствовать повторной гомогенизации состава стали, настолько большую повторную гомогенизацию можно осуществить только на этой стадии способа изготовления. Таким образом, способ 100 приводит к улучшенной гомогенности конечного стального продукта и, в силу этого, более прочной стальной детали, независимо от используемой конечной обработки. В способе 100 также можно обеспечить более короткие и/или менее затратные конечные обработки, используемые для получения такой же характеристики, например, механических свойств и характеристики облучения, в конечном продукте по сравнению с тем, что можно достичь без улучшенной гомогенизации до операции 106 обработке.

На Фиг. 3 показано воплощение операции 104 гомогенизации Фиг. 1. В показанном на Фиг. 3 воплощении предоставляют стальную деталь для гомогенизации и эту деталь проверяют на неоднородность (гетерогенность) на операции 302 проверки. В одном воплощении операция 302 проверки может включать оптический контроль микроструктуры стальной детали после обработки стальной детали протравливателем для удаления пакетной микроструктуры, например, отпущенного мартенсита и зерен δ -Fe.

В одном воплощении обработка средством для травления может включать механическую полировку до травления погружением или протираанием. Используемое средство травления можно выбрать для вскрытия конкретных микроструктур. Существует много различных средств травления и технологий травления, известных и используемых в

уровне техники для способствования микроскопическому исследованию углеродных и легированных сталей. Примеры средств травления включают 1) электролитический NaOH с использованием 20% водной смеси NaOH, 2) суперпикраль (superpicral), 3) Vilella's Reagent, 4) Kalling's № 2 и 5) растворы пикриновой кислоты, додецилбензолсульфоната натрия, хлорида натрия и сульфата натрия.

Оптический контроль можно выполнять с помощью любой известной технологии, с помощью которой можно наблюдать зерна в микроструктуре. Примером такой технологии является электронный микрозондовый анализ (ЭМЗА). В зависимости от воплощения и используемых составов сталей светооптическая микроскопия или сканирующая электронная микроскопия (СЭМ) также могут быть надлежащими способами.

Операция 302 проверки состоит в определении неоднородности распределений или гетерогенности распределения компонентов в составе стали внутри подлежащей проверке стальной детали. Для обнаруженных неоднородностей определяют компонент неоднородности и характерное расстояние, В, неоднородности в действии 304 по определению характеристик. Характерное расстояние может быть расстоянием между областями высокой или низкой концентраций компонента (например, богатых Сг полос) или расстоянием между областями, содержащими различные фазы материала (например, областями, содержащими относительно высокие плотности зерен δ – феррита, или областями с относительно большими зернами δ – феррита) внутри стальной детали. Такие области могут принимать форму полос, таких как те, которые наблюдали в примерах, или, в более широком смысле, включений или зон, распределенных по всей стальной детали. В одном воплощении характерное расстояние можно определить путем измерения множества расстояний между соседними областями высокой концентрации и используя среднее от измеренных расстояний в качестве характерного расстояния.

В альтернативном воплощении можно смоделировать неоднородное распределение и можно определить характерное расстояние, представляющее среднее расстояние, которое атомы неоднородно распределенного компонента должны проходить для получения гомогенного распределения. Такие технологии определения характеристик известны в уровне техники и можно использовать любую подходящую технологию, известную в настоящее время или разработанную в дальнейшем. В еще одном альтернативном воплощении характерное расстояние может быть расстоянием на основе наблюдаемого размера зерен.

На операции 302 проверки можно наблюдать более чем одну неоднородность, такую как когда два различных компонента показывают различную полосчатость. В этом воплощении в течение действия 304 по определению характеристик можно определить множество наборов компонентов и характерных расстояний. В этом воплощении можно выбрать самое длинное время выдержки для использования в течение способа 300 гомогенизации, чтобы обеспечить гомогенизацию обоих компонентов. Однако, в альтернативном воплощении, в котором важна минимизация размера зерен аустенита, можно считать более желательным использование более короткого времени выдержки для более диффузионного компонента.

Далее, время выдержки для гомогенизации вычисляют для одной или более обнаруженных неоднородностей на операции 306 вычисления времени выдержки. Как описано выше со ссылкой на Фиг. 1, уравнение для вычисления времени выдержки представляет собой:

$$d = \sqrt{D \cdot e^{-Q/kT} \cdot t}$$

где d является расстоянием диффузии для любого данного компонента состава, t является временем выдержки, T является целевой температурой, D является коэффициентом диффузии компонента в аустенитной фазе железа (γ -Fe), Q является энергией активации компонента в γ -Fe и k является постоянной Больцмана. Таким образом для данного компонента, целевой температуры и требуемого расстояния диффузии можно вычислить надлежащее время выдержки t .

В этом воплощении требуемое расстояние диффузии определяют на основе характерного расстояния неоднородности. В одном воплощении требуемое расстояние зависит от характерного расстояния, B . Например, в одном воплощении требуемое расстояние диффузии выбирают так, чтобы оно было равно характерному расстоянию. Другими словами, $d/B = 1$. В альтернативном воплощении время выдержки может быть таким временем, для которого отношение d/B больше или равно 0,5, 0,75, 0,9, 1,0, 1,1, 1,25, 1,5, 2,0 или 2,5. Как упомянуто выше, также можно выбрать верхнюю границу для времени выдержки для гомогенизации для предотвращения роста избыточно больших зерен аустенита в течение способа 300 гомогенизации.

Способ 300 дополнительно включает выбор целевой температуры в пределах температурного интервала аустенитной фазы для состава стали в действии 308 по выбору температуры гомогенизации. Хотя в этом воплощении оно показано следующим за

операцией 306 вычисления времени выдержки, операцию 308 выбора температуры можно выполнять в любое время до операции 310 нагрева.

Как обсуждали выше, целевую температуру выбирают так, чтобы она находилась в пределах верхнего конца температурного интервала аустенитной фазы. Это в общем улучшает подвижность компонентов в стальной детали и, таким образом, уменьшает время выдержки, необходимое для обеспечения гомогенизации. В одном воплощении целевая температура находится в верхних 50%, в верхних 25%, в верхних 20%, в верхних 15%, в верхних 10%, в верхних 5% или даже в верхнем 1% температурного интервала аустенитной фазы.

Например, на Фиг. 2 показана псевдо бинарная фазовая диаграмма для номинальной стали НТ9 (Fe-XCr-0,2C), вычисленная с помощью программного обеспечения Thermo-calc™. На фазовой диаграмме показано, что для 12,5 масс.% Cr аустенитной фазы (обозначенной символом γ на диаграмме) температурный интервал составляет от примерно 1000°C до 1200°C. В действии 104 по нагреву для состава НТ9 целевую температуру нужно выбирать так, чтобы она находилась в верхних 50% (то есть, от 1100 до 1200°C), в верхних 25% (то есть, от 1150 до 1200°C), в верхних 20% (то есть, от 1110 до 1200°C), в верхних 15% (то есть, от 1170 до 1200°C), в верхних 10% (то есть, от 1180 до 1200°C), в верхних 5% (то есть, от 1190 до 1200°C) или даже в верхнем 1% (то есть, от 1198 до 1200°C) температурного интервала аустенитной фазы.

Однако, было определено, что целевая температура, которая слишком высока, может позволить образование зерен фазы δ – феррита (обозначенных символом α на диаграмме), которые вредны для гомогенизации состава стали. В идеальных условиях целевая температура должна быть наивысшей температурой для конкретного состава стали, при которой не создается никакой фазы δ – феррита, то есть, на верхнем пределе или ниже верхнего предела вычисленного или экспериментально определенного температурного интервала аустенитной фазы. Однако, чтобы учесть реальные ограничения современной технологии изготовления и внутренне присущие границы ошибок технологий обработки, можно выбрать верхний предел целевой температуры меньше верхнего предела температурного интервала аустенитной фазы, чтобы обеспечить границу безопасности против образования δ – феррита. В одном воплощении верхний предел приемлемого интервала целевых температур можно выбрать на 5°C меньше верхнего предела вычисленного температурного интервала аустенитной фазы. Большая граница безопасности может составлять на 10°C, на 15°C или даже на 20°C меньше верхнего предела вычисленного температурного интервала аустенитной фазы. В

альтернативном воплощении граница безопасности может быть основана на температуре верхней границы температурного интервала аустенитной фазы. Например, в одном воплощении граница безопасности может составлять на 0,01%, 0,02%, 0,025%, 0,03%, 0,04%, 0,05%, 0,06%, 0,07% или даже на 0,075% меньше верхнего предела вычисленного температурного интервала аустенитной фазы. Например, если верхний предел вычисленного температурного интервала аустенитной фазы составляет 1250⁰С и граница безопасности составляет 0,02%, тогда температура гомогенизации должна составлять 1225⁰С.

В способе 300 стальную деталь нагревают до выбранной температуры гомогенизации на операции 310 нагрева. Это можно осуществлять в любом предпочтительном типе печи, можно осуществлять в инертной атмосфере и можно осуществлять при любом требуемом давлении. Стальную деталь затем выдерживают при целевой температуре в течение вычисленного времени выдержки для гомогенизации на операции 312 поддержания температуры. На данном этапе завершают гомогенизацию и стальную деталь можно охладить и затем дополнительно обработать, как описано со ссылкой на Фиг. 1.

В одном воплощении некоторые начальные стадии определения характеристик и вычисления способа 300 можно выполнять на характерной стальной детали, чтобы определить характеристики состава стали. Затем операции нагрева и поддержания температуры применяют к любым стальным деталям этого конкретного состава без дополнительного определения характеристик. Например, стальную деталь можно изготовить из части большой плавки стали и затем подвергнуть операциям определения характеристик и вычисления, например, операции 302 проверки, операции 304 определения характеристик, операции 306 вычисления и операции 308 выбора для определения надлежащих параметров гомогенизации (температуры, времени выдержки) для стальных деталей, изготовленных из остатка плавки стали. Аналогично, такие же параметры гомогенизации можно использовать для дополнительных плавок, созданных в дальнейшем, но имеющих такой же или почти такой же состав стали, как и у проанализированной стальной детали.

Примеры

Образцы стали NT9 изготавливали и оценивали для определения воздействия изменения времен гомогенизации и температур и для сравнения их по расстояниям диффузии. Следующая таблица 1 является таблицей оцененных сталей NT9. Сперва три

типа сплавов стали НТ9, которые являются составами А, В и D, плавил в 50 кВ вакуумной индукционной печи типа А. Составы этих слитков включают: номинальный состав стали НТ9 (сплав Heat А), состав стали НТ9 с более низким интервалом Cr эквивалента (сплав Heat В) и состав стали НТ9 с более высоким интервалом Cr эквивалента с модифицированным содержанием Мо (сплав Heat D).

Таблица 1

НТ9	Интервал	Химический состав (масс.%)											
		C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	V	W	Cu	N
Тип А	Верхний	0,210	0,18	0,68	0,01	0,003	11,70	0,95	0,65	0,28	0,55	0,02	0,023
	Нижний	0,190	0,12	0,62			11,30	0,85	0,55	0,22	0,45		0,017
	Целевой	0,200	0,15	0,65	след	след	11,50	0,90	0,60	0,25	0,50	0,01	0,020
	Результат	0,198	0,16	0,64	<0,005	0,0018	11,58	0,90	0,61	0,25	0,51	0,01	0,023
Тип В	Верхний	0,230	0,13	0,83	0,01	0,003	11,20	0,75	0,75	0,23	0,45	0,03	0,033
	Нижний	0,210	0,07	0,77			10,80	0,65	0,65	0,17	0,35	0,01	0,027
	Целевой	0,220	0,10	0,80	след	след	11,00	0,70	0,70	0,20	0,40	0,02	0,030
	Результат	0,214	0,11	0,79	<0,005	0,0017	11,03	0,71	0,71	0,20	0,41	0,02	0,031
Тип D	Верхний	0,19	0,23	0,53	0,01	0,003	12,2	1,05	0,55	0,33	0,65	0,02	0,013
	Нижний	0,17	0,17	0,47			11,8	0,95	0,45	0,27	0,55		0,007
	Целевой	0,18	0,20	0,50	след	след	12,00	1,00	0,50	0,30	0,60	след	0,010
	Результат	0,176	0,21	0,50	<0,005	0,0017	12,12	1,01	0,52	0,30	0,60	<0,01	0,011

50 кг слитков ВИП каждой из трех плавов, А, В и D, нагревали при 1200⁰С в течение 48 часов для гомогенизации структуры литья и затем проковывали до приблизительно 70 высота x 100 ширина x 450 длина мм. Температуру печи для гомогенизации регулировали с помощью ПИД (пропорционального интегрально-дифференциального) температурного регулятора и используя калиброванную термопару. Прокованные листы затем выдерживали при 1200⁰С в течение 2 часов и подвергали горячей прокатке от 70 высота x 100 ширина x 450 длина мм до приблизительно 24 высота x 110 ширина x 1050 длина мм.

Часть горячекатаных стальных листов затем отжигали при 800⁰С в течение 1 часа, чтобы сделать легкой поверхностную обработку на станке, и с поверхности листа с помощью обработки на станке снимали приблизительно 0,3 мм с каждой стороны для удаления любой оксидной пленки. Лист затем подвергали холодной прокатке до толщины

5,4 мм за много стадий. При промежуточных проходах в течение холодной прокатки лист отжигали при 800°C в течение 1 часа для разупрочнения холоднодеформированной структуры. Снова температуру печи для промежуточной тепловой обработки регулируют с помощью ПИД температурного регулятора печи и используя калиброванную термопару.

После холодной прокатки листы отжигали при 800°C в течение 1 часа, чтобы сделать более легким разрезание, и разрезали на более мелкие заготовки для конечной тепловой обработки. После разрезания выполняли конечную тепловую обработку для одной из более мелких заготовок для каждой плавки. Образцы подвергали тепловой обработке при 1000°C и 1025°C в течение, соответственно, 30 минут, 1050°C в течение 5, 15, 30 и 60 минут, 1075°C в течение 15 и 30 минут и 1100°C в течение 10 минут для нормализации и затем охлаждали воздухом до комнатной температуры, чтобы получить мартенситную структуру. Температуру печи для тепловой обработки по нормализации регулировали с помощью ПИД температурного регулятора и используя калиброванную термопару. Более того, новые термопары присоединяли точечной сваркой на поверхность одной из заготовок в партии из одной плавки. Партию, содержащую заготовку, присоединенную к термопарам, помещали в печь при температуре нормализации и время конечной тепловой обработки по нормализации начинали отсчитывать после того, как термопары, присоединенные на заготовке, достигали температуры нормализации. После удерживания в течение заданного времени партию вынимали из печи.

Нормализованные образцы подвергали тепловой обработке при 625°C в течение 3 часов, 650°C в течение 1 и 3 часов, 675°C в течение 2 часов, 700°C в течение 1 и 2 часов, 725°C в течение 0,5 часа и 750°C в течение 0,5 часа, чтобы отпустить мартенситную структуру, и затем охлаждали воздухом до комнатной температуры. Температуру печи для конечной тепловой обработки по отпуску регулировали ПИД температурным регулятором и используя калиброванную термопару. Снова один из образцов в партии содержал заготовку с присоединенными термопарами, как описано выше. Партию помещали в печь и удерживали при температуре отпуска и время конечной обработки по отпуску начинали отсчитывать после того, как термопары, присоединенные на заготовке, достигали температуры отпуска. После выдерживания в течение 30 минут отпущенную партию вынимали из печи.

Приготовление образца стальной детали начинали путем механической полировки SiC до шероховатости 1200 grit (количество зерен на кв. дюйм), после этого путем полировки 3 мкм алмазной пастой и окончательно 0,05 мкм коллоидальным диоксидом кремния Leco. Образцы затем протравливали одним из следующего: 1) электролитический

NaOH, с использованием 20% водной смеси NaOH, где образцы удерживают с помощью пинцетов с Pt наконечником приблизительно в 1 дюйме (2,54 см) от графитового противоиэлектрода и погружают на 20 секунд с использованием 20 В, 2) суперпикраль, с использованием 4 г пикриновой кислоты и 4 мл HCl в 100 мл раствора этанола, с временем травления 20 секунд или меньше, 3) Vilella's Reagent, с использованием 1 г пикриновой кислоты с 5 мл соляной кислоты в 100 мл раствора этанола, с использованием травления протираем, и 4) Kalling's № 2, с использованием 100 мл HCl и 5 г CuCl₂ в 100 мл раствора этанола, после чего следует травление погружением или протираем.

Травильный раствор для предварительного травления границ аустенитных зерен состоял из 54 г пикриновой кислоты, 135 г додецилбензолсульфоната натрия (C₁₂H₂₅C₆H₄SO₃Na), 4,05 г хлорида натрия, 1,90 г сульфата натрия и остальное является дистиллированной водой до общего объема 2,7 литра. Образцы затем погружали в раствор примерно на 1 минуту или, по необходимости, для обнажения границ зерен. Травление границ зерен было особенно трудным в этих плавках высокой чистоты (например, небольшой партии) из-за чрезвычайно низких концентраций S и P.

На Фиг. 4а-4с показана только нормализованная микроструктура при 1050⁰С для 5 минут и 15 минут. Изображения представляют собой Heat A и показывают полосчатые области, вытянутые слева направо и представляющие градиент состава (подтвержденный электронным микронзондовым анализом, ЭМЗА), которые, по-видимому, влияют на скорость травления. На Фиг. 4а показана тепловая обработка при 1050⁰С в течение 5 минут, на Фиг. 4б в течение 15 минут и на Фиг. 4с в течение 30 минут. Направление слева направо на микрофотографии соответствует направлению прокатки, использованному при изготовлении листов. Некоторые области образца протравлены так, как и ожидали, при этом другие области не являлись таковыми. Наиболее явный пример полосчатости показан на Фиг. 4с для 1050⁰С, 30 минут аустенизации. В каждом из этих случаев полосы травления указывают, что образец НТ9 не был полностью гомогенизирован.

В соответствии с этими результатами было отмечено, что архивный образец НТ9 из программы FFTF МОТА также показывает, что гомогенизация в течение 5 минут при 1038⁰С была недостаточной для того, чтобы привести к полностью мартенситной структуре. Фиг. 4с свидетельствует о том, что простое увеличение времени при данной температуре гомогенизации до 30 минут является недостаточным для гомогенизации НТ9.

Фиг. 5а и 5б показывают, что для Heat A даже два часа при 1050⁰С (Фиг. 5а) или 1 час при 1075⁰С (Фиг. 5б) не полностью гомогенизируют микроструктуру или устраняют

полосчатость. Полосы едва заметной разницы контраста на Фиг. 5a и 5b свидетельствуют о том, что неоднородность продолжает существовать.

Хотя на Фиг. 4 и 5 представлены только нормализованные микроструктуры, полосчатость также обнаруживается в нормализованной и отпущенной микроструктуре. Отпуск при 750°C в течение 30 минут наиболее явно показывает полосчатость. Предполагают, что полосы являются областями с более высокой концентрацией Cr, который остается после аустенизации, и последующий отпуск вызывает образование в этих областях большего количества богатых хромом карбидных осадков M_{23}C_6 .

На Фиг. 6a и 6b показаны несколько нормализованных и отпущенных микроструктур в Heat D, на которых более темные полосы представляют более высокую плотность и/или больший размер карбидов. На Фиг. 6a показано изображение HT9, нормализованной при 1050°C в течение 30 минут, охлажденной воздухом и отпущенной при 750°C в течение 30 минут. На Фиг. 6b показано изображение HT9, нормализованной при 1075°C в течение 15 минут, охлажденной воздухом и отпущенной при 750°C в течение 30 минут. Эти полосы более высокой и более низкой концентрации карбида вероятно оказывают воздействие на механические свойства и, вполне возможно, на характеристику облучения материала HT9.

На Фиг. 7a и 7b показаны несколько микрофотографий только нормализованного Heat D HT9. Явно видны зерна δ – феррита, показанные их пятнистой или линзообразной формой с темным кольцом карбидов вокруг их границы. Склонность зерен δ – феррита располагаться в полосах вдоль направления обработки указывает на то, что эти области вероятно имели градиент состава хрома (см. раздел 5. 3), что делало образование δ – феррита более легким (хром является сильным стабилизатором феррита). В сущности, Heat D предоставил дополнительное доказательство такого градиента состава хрома, который приводил к полосчатости в плавке Heat A.

На Фиг. 8a и 8b показано сравнение с более высоким увеличением при том же условии тепловой обработки образца Heat A, протравленного как суперпикралем, так и Kalling's № 2. Снова это следовало после аустенизации при 1050°C в течение 30 минут для травления суперпикралем с полосчатой структурой (Фиг. 8a) и травления Kalling's № 2 с перетравленной структурой (Фиг. 8b). Первая показывает мартенситную реечную структуру с полосами, которые остаются в основном не протравленными, при этом последняя показывает меньше контраста на изображении, обнаруживая до некоторой степени мартенситную реечную структуру, но в общем показывая меньше подробностей из-за условия перетравления.

В рамках этого исследования изготавливали плавку NT9, обозначенную Heat G. Heat G имела следующий состав: С около 0,20 масс.%, Si около 0,21 масс.%, Mn около 0,64 масс.%, P около 0,004 масс.%, S около 0,002 масс.%, Cr 11,47 масс.%, Mo около 0,89 масс.%, Ni около 0,56 масс.%, V около 0,312 масс.%, W около 0,48 масс.%, Nb < 0,004 масс.% и N около 0,0206 масс.%. В течение изготовления трубного и листового материала из Heat G части материала слитка, из которого изготавливали листы и трубы, разрезали на части и анализировали. Как для листа, так и для трубы слиток гомогенизировали при 1200⁰С в течение 2 часов, после чего подвергали горячей ковке. В случае листового материала слиток затем перековывали из слитка (200 мм в диаметре) до 70 мм толщины, снова гомогенизировали путем выдержки при повышенной температуре в течение 2 часов при 1200⁰С, затем подвергали горячей прокатке до толщины 25 мм и отжигали при 700⁰С в течение 1 часа. В случае трубного материала выковывали круглую заготовку диаметром 35 мм, после этого следовала гомогенизация путем выдержки при 1100⁰С в течение 1 часа и отжиг при 700⁰С в течение 1 часа. Эти времена и температуры гомогенизации представляют обычные значения, используемые в настоящее время в промышленности.

Получающийся листовой и прутковый материал все еще имел измеримую неоднородность Cr, как показано на Фиг. 9а – 9f для обеих плоских продуктов из Heat G. Результаты составления элементной карты для кованого и горячекатаного продукта показывали значительную неоднородность Cr даже после гомогенизации при 1200⁰С в течение 2 часов. Не связывая себя какой-либо конкретной теорией, авторы полагают, что это было обусловлено тем, что температура гомогенизации была выше температурного интервала чисто аустенитной фазы, показанного на Фиг. 2, что вызывает образование фазы δ – феррита в течение операции гомогенизации.

На Фиг. 20 представлено доказательство этого заключения. На Фиг. 20 показана сталь NT9 после вакуумной индукционной плавки, вакуумного дугового переплава и гомогенизации при 1200⁰С в течение 48 часов. На изображении показана продольная ориентация образца при 200-кратном увеличении. Можно видеть двойную фазу феррита (δ – феррита) и мартенсита, что указывает на то, что простое поддержание периода времени гомогенизации в течение длительного времени является недостаточным для предотвращения образования δ – феррита без одновременного регулирования температуры. В этом случае микроструктура двойной фазы является доказательством того, что температура 1200⁰С не являлась температурным интервалом одной фазы для этой конкретной плавки NT9.

На основании осмотра Фиг 9а и 9б Сг полосчатость определяли как неоднородно распределенный компонент и характерное расстояние, в этом случае среднее расстояние между полосами, определяли как составляющее 100 мкм. Из этой информации отношение d/V для Сг в двух примерах определяли как $d/V = 0,2$ для гомогенизации при 1100°C в течение 1 часа и $0,5$ для гомогенизации при 1200°C в течение 2 часов. Этот результат явно указывает на то, что Сг не имел достаточно времени для диффузии по всей стальной детали в течение гомогенизации, отсюда и наблюдаемая полосчатость.

Для определения решения для устранения Сг полосчатости горячекатаный лист и кованый пруток гомогенизировали второй раз при 1180°C в течение 20 и в течение 48 часов, чтобы наблюдать воздействие повышенного отношения d/V на неоднородность Сг. Результаты изображения ЭМЗА/СДВ (спектрометрии с дисперсией по длине волн) после этой тепловой обработки показаны на Фиг. 9с – 9f.

На Фиг. 9а – 9f показано изображение ЭМЗА/СДВ для содержания Сг в подвергнутом горячей прокатке до толщины 25 мм листе или прутке (также называемом сортовым металлопрокатом), кованным до диаметра 35 мм, из Heat G. На Фиг. 9а показан лист, нормализованный при 700°C в течение 1 часа. На Фиг. 9b показан пруток, нормализованный при 1100°C в течение 1 часа и отпущенный при 700°C в течение 1 часа. На Фиг. 9с показан лист, нормализованный при 1180°C в течение 20 часов. На Фиг. 9d показан пруток, нормализованный при 1180°C в течение 20 часов. На Фиг. 9е показан лист, нормализованный при 1180°C в течение 48 часов. На Фиг. 9f показан пруток, нормализованный при 1180°C в течение 48 часов.

Хотя неоднородность в основном устраняется после 20 часов (Фиг. 9с и 9d), что соответствует $d/V = 1,5$, все еще наблюдается некоторая полосчатость. Гомогенизацию при 1180°C в течение 48 часов считали даже более эффективной (Фиг. 9е и 9f), что соответствовало отношению $d/V 2,2$.

Вычисления отношений d/V для этих примеров представлены ниже в таблице 2. Эти вычисления выполняли для диффузии Сг в составе стали примеров в аустенитной фазе, устанавливая характерное расстояние V равным 100 мкм.

Таблица 2

Для диффузии Сг в однородном гамма-Fe

Расстояние диффузии, $d = \sqrt{(D * \exp(-Q/kT) * t)}$

$D = 0,64 \text{ см}^2/\text{с}$

$Q = 231900 \text{ Дж/моль}$

$$k = 1,38E-23 \text{ Дж/К}$$

$$6,02E+23 \text{ атомов/моль}$$

Температура гомогенизации ($^{\circ}\text{C}$)	1100	1200	1180	1180
время (часы)	1	2	20	48
время (с)	3600	7200	72000	172800
d (см)	1,85E-03	5,22E-03	1,45E-02	2,25E-02
d (мкм)	19	52	145	225
d/V	0,2	0,5	1,5	2,2

Из этих вычислений эмпирически можно видеть, что выбор отношения d/V для компонента, равного или больше 1,5, приводит к большей гомогенности состава стали до обработки и тепловой обработки и, таким образом, к лучшему качеству продукта, чем то, которое наблюдалось при обычном времени и температуре гомогенизации. Анализ дополнительно показывает, что можно получить дополнительное улучшение путем повышения d/V до значения, равного или больше 2,0, такого как 2,2, о чем свидетельствует явное устранение полосчатости при гомогенизации при 1180°C в течение 48 часов.

В примерах не определяют оптимального отношения d/V, так как его также необходимо определять путем дополнительной затраты на более тщательную обработку по гомогенизации. Однако, в примерах подтверждают, что $d/V \leq 0,5$ приводит к относительно более низкосортной стальной детали и $d/V > 0,5$ дает улучшенный результат. Более того, $d/V \geq 1,0$, 1,5, 2,0 и даже 2,2 дает все более лучшие результаты. Давая явное устранение полосчатости при гомогенизации при 1180°C в течение 48 часов, $d/V > 2,2$ может не обеспечивать любого дополнительного улучшения характеристики стальной детали, так как деталь может быть полностью гомогенизирована на этой стадии.

Характеристика распухания сталей, полученных с использованием способа

Воплощения описанного выше способа использовали для изготовления нескольких плавок стали НТ9 для исследования улучшения характеристики радиационного распухания по сравнению с известными историческими образцами. Приготавливали три плавки стали НТ9, обозначенные как Heat FD (который представляет собой такой же образец стали, как и Heat D выше, только повторно названный для ясности), СН и ДН. Heat СН и ДН являются одинаковыми составами стали и отличаются только небольшим изменением в конечной тепловой обработке. Для относительного сравнения исторической НТ9 и воплощений описанного в данном документе состава, образец плавки 84425 исторической НТ9 из трубопровода АСО-3, используемого в испытательной установке на

быстрых нейтронах (FFTF), испытывали на распухание с использованием одинакового протокола.

Действительный состав конечного листового продукта каждой плавки определяли путем анализа, и он показан в таблице 3. Также определяли действительный состав исторического образца, и он также представлен в таблице 3.

Таблица 3

Элемент	Heat FD			Heat CH и DH	Историческая HT9 ACO-3
	Максимум	Минимум	Действительное	Действительное	Действительное
Fe	остальное	остальное	остальное	остальное	остальное
C	0,19	0,17	0,176	0,20	0,20
Si	0,23	0,17	0,21	0,22	0,27
Mn	0,53	0,47	0,50	0,69	0,58
P	0,01	-	<0,005	0,004	0,003
S	0,003	-	0,0017	0,001	0,004
Cr	12,2	11,8	12,12	11,56	11,87
Mo	1,05	0,95	1,01	0,88	1,02
Ni	0,55	0,45	0,52	0,56	0,53
V	0,33	0,27	0,30	0,315	0,30
W	0,65	0,55	0,60	0,49	0,37
N	0,013	0,007	0,011	0,023	0,0017
Cu	0,02	-	<0,01	-	0,013
Al	-	-	-	-	0,002
Nb	-	-	-	< 0,004	< 0,010
Co	-	-	-	-	0,011

Получение образца

Heat FD является такой же плавкой стали, как и обозначенная Heat D в предшествующем обсуждении, и ее получение было описано выше. Информацию, касающуюся получения образца ACO-3, можно найти в Irradiation Dose And Temperature Dependence Of Fracture Toughness In High Dose HT9 Steel From The Fuel Duct Of FFTF, by Thak Sang Byun, et al., Journal of Nuclear Materials 432 (2013) pp. 1-8.

На Фиг. 10а и 10b показано краткое описание основных технологических стадий, используемых для изготовления листового и трубного продуктов из плавки CH и DH. Ранние стадии обработки (вакуумная индукционная плавка (ВИП), вакуумный дуговой переплав (ВДП) и гомогенизация) применяли для обеих плавки. В течение изготовления Heat CH и DH использовали $d/B = 2,2$ для определения обработки по гомогенизации при

1180°C в течение 48 часов, которую выполняли либо после горячей прокатки листа, либо после стадии 2-ой или 3-ей холодной прокатки для трубы.

Испытание по облучению тяжелыми ионами проводили на листах из каждой из трех плавов и историческом контрольном образце для определения характеристики набухания состава. Облучения проводили в лаборатории ионных пучков с использованием пучка облучения двойными ионами (Fe^{++} и He^{++}) для моделирования получения He из (n , α) реакций и последующего образования пор в нейтронной среде. Энергетические 5 МэВ ионы Fe^{++} и слаботочные ионы He^{++} направляли на стальные образцы при температурах 440, 460 и 480°C с уровнем дозы облучения 166 сна. ~ 2 МэВ ионы He^{++} проходят через Al фольгу с толщиной ~ 3 мкм, чтобы уменьшить их энергию и осадить He^+ на соответствующей глубине в стали. Точная энергия пучка He^{++} зависит от точной толщины Al фольги. Al фольга вращается относительно пучка He^{++} , чтобы изменять угол падения пучка и модифицировать глубину имплантации в стали в интервале 300 – 1000 нм. Угол падения изменяется от 0 до 60° в пяти различных интервалах с различными временами выдержки для каждого угла падения с получением пяти отдельных профилей глубины, которые в совокупности обеспечивают приблизительно однородную ($\pm 10\%$) концентрацию He на глубине 300 – 1000 нм в стали.

Облучения проводили на трех плавках и историческом контрольном образце с использованием 3 МВ ускорителя Pelletron. Образцы облучали с использованием сочетания расфокусированного 5 МэВ ионного пучка Fe^{++} с обычным током пучка ~ 100 -400 нА на образцах и фокусированного с диаметром 3 мм ионного пучка ~ 2 МэВ He^{++} с растровым сканированием при 0,255 кГц по оси x и 1,055 кГц по оси y. Перед каждым облучением стадию дегазировали до давления ниже $1,3 \times 10^{-5}$ Па (1×10^{-7} торр). Ток пучка регистрировали каждые 30 – 60 минут с использованием цилиндра Фарадея непосредственно перед образцами и объединенный заряд (ток \times время) превращали в дозу на основе результата вычисления скорости повреждения с помощью вычисления интервала остановки ионов в веществе (SRIM) на глубине 600 нм с использованием режима Quick Kinchin-Pease и энергии смещения 40 эВ.

Образцы до облучения механически полировали, используя SiC бумагу, вплоть до мелкой зернистости 4000, за этим следовала конечная полировка алмазными растворами вплоть до 0,25 мкм с конечной механической полировкой 0,02 раствором коллоидального диоксида кремния. После механической полировки образцы электрополировали в течение 20 секунд в растворе из 90% метанола и 10% перхлорной кислоты при температурах от

~40⁰С до ~50⁰С с потенциалом 35 В, приложенным между образцом и платиновым сетчатым катодом.

Регулирования температуры достигали путем использования ряда термопар, прикрепленных к облучаемым образцам, которые нагревают и затем используют для калибровки пирометра с получением двумерных изображений при температуре облучения. Температуру регулировали с использованием пирометра с получением изображений до $\pm 10^0$ С на протяжении всего облучения.

Получение облученного образца завершали, используя извлечения поперечного сечения фокусированного ионного пучка (ФИП) из облученной поверхности каждого образца. Способ извлечения позволяет получать изображение всей области радиационного повреждения и сообразно выполнять анализ изображения пор только на требуемой глубине.

На Фиг. 11 показано характерное изображение трансмиссионной электронной микроскопии (ТЭМ), показывающее глубину воздействия на поры, созданные облучением. Получение изображений пор осуществляли на ТЭМ JEOL 2100F. Измерения пор включали только поры, которые находились внутри глубины поврежденной зоны 300 – 700 нм в образце, как представлено на Фиг. 11. Выполняя анализ таким способом, не учитывали все поры на поверхности (0 – 300 нм), на которые могли бы влиять поверхностные эффекты и изменения поверхностного состава. Также не учитывали все поры в конце кривой повреждения (> 700 нм), на которые может влиять эффект имплантации самовнедряющихся ионов Fe⁺⁺. Самовнедряющиеся ионы в конце кривой повреждения стремятся подавить образование пор путем воздействия на искажение вакансии/внедрения, которое вызывает образование пор.

Толщину образца измеряли, используя спектроскопию энергетических потерь электронов (СЭПЭ) для измерения фракции с нулевой потерей энергии и определения толщины образца. Используя толщину образца и площадь изображения можно выполнить измерения плотности пор и распухания.

Как упомянуто выше, облучения включают образец из архивного материала НТ9 из трубопровода АСО-3 из испытательной установки на быстрых нейтронах (FFTF) для относительного сравнения распухания с описанными выше воплощениями состава. Облучения тяжелыми ионами проводили на четырех описанных выше плавках (СН, ДН, FD и АСО-3), чтобы образовать относительное сравнение поведения распухания среди различных плавков. Реакцию на распухание можно также сравнить с архивной НТ9 (плавка 84425) из стенки трубопровода АСО-3 из программы FFTF, облученной при 443⁰С до

дозы 155 сна, которая показывала распухание $\sim 0,3\%$ на основе получения ТЭМ изображений пор.

Для количественной оценки характеристики распухания между воплощениями предлагаемых составов и исторической сталью АСО-3 на Фиг. 12 данные % распухания определяли с использованием способа, определенного в разделе 2.2 статьи Void Swelling And Microstructure Evolution At Very High Damage Level In Self-Ion Irradiated Ferritic-Martensitic Steels, by E. Getto, et al., Journal of Nuclear Materials 480 (2016) pp. 159 - 176, который включен в данный документ путем ссылки. Всегда, когда в этом изобретении используют % распухания, его вычисляют с помощью способа, определенного во включенном разделе.

На Фиг. 12 показаны результаты распухания для плавков. На Фиг. 12 явно показано различие в характеристике радиационного распухания воплощений состава по сравнению с архивной АСО-3. При низшей и высшей температурах, 440°C и 500°C , в любой из плавков обнаруживалось небольшое распухание. Однако, при температурах 460°C и 480°C каждая из трех плавков предлагаемого состава показывает значительные улучшения в распухании по сравнению с исторической сталью АСО-3.

На Фиг. 13 показан коллаж ТЭМ пористой микроструктуры в четырех плавках после облучения при 480°C для 188 сна с 0,2 ачм (атомных частей на млн.) He/сна, где поры имеют вид черных элементов. Образец АСО-3 показал неоднородное распределение пор, однако с большим кластером из многих пор. Плавки предлагаемого состава каждая показывают явное улучшение по сравнению с АСО-3. Различия между АСО-3 и плавками предлагаемого состава являются явно выраженными и отражают различие в выдерживании пор между АСО-3 и описанными в данном документе воплощениями составов сталей.

На Фиг. 14 показан коллаж ТЭМ пористой микроструктуры в четырех плавках после облучения при 460°C для 188 сна с 0,015 ачм He/сна. Снова плавки предлагаемого состава каждая показывают явное улучшение по сравнению с АСО-3.

В некоторых местах концентрации, количество и другие численные данные были выражены или представлены в данном документе в формате интервала. Следует понимать, что такой формат интервала используют лишь для удобства и краткости и, таким образом, его необходимо интерпретировать гибко, так чтобы включить не только численные значения, явно перечисленные в качестве пределов интервала, но также так, чтобы включить все отдельные численные значения или подинтервалы, охватываемые этим интервалом, как если бы каждое численное значение и подинтервал явно

перечисляли. В качестве иллюстрации, численный интервал «от 4 процентов до 7 процентов» необходимо интерпретировать как включающий не только явно перечисленные значения 4 процента и 7 процентов, но также как включающий отдельные значения и подинтервалы в пределах указанного интервала. Таким образом, в этот численный интервал включены отдельные значения, такие как 4,5, 5,25 и 6, и подинтервалы, такие как от 4 до 5, от 5 до 7 и от 5,5 до 6,5 и т. д. Такой же принцип применим к интервалам, в которых перечисляют только одно численное значение. Интервалы, указанные в формате 9,0 – 12,0 включают пределы интервала (то есть, 9,0 – 12,0 включает составы, содержащие 9,0, и составы, содержащие 12,0). Более того, такую интерпретацию необходимо применять независимо от ширины интервала или описываемых характеристик.

Несмотря на то, что численные интервалы и параметры, описывающие широкую область технологии, являются приближениями, численные значения, описанные в конкретных примерах, представляют настолько точными, насколько возможно. Однако, любое численное значение по своей сути содержит некоторые ошибки, необходимо являющиеся результатом стандартного отклонения, обнаруживаемого в их соответствующих опытных измерениях.

Промышленные применения

Хорошо гомогенизированные стали, изготовленные с использованием описанных в данном документе способов, подходят для любых применений, в которых выгодна высокая характеристика. Кроме того, применения, в которых выгодна стойкость к распуханию, сопротивление ползучести и сопротивление развитию трещин, должны также подходить для описанных в данном документе сталей. В частности, сталь, изготовленная с использованием описанных выше воплощений, может обладать улучшенной характеристикой для любого применения, в котором сталь подвергают воздействию ядерного излучения. Например, элементы активной зоны реактора, защитные оболочки, трубопроводы и опорные конструкции являются примерами высокотемпературных применений описанных в данном документе сталей.

Одним конкретным применением стали, изготовленной с использованием описанных в данном документе воплощений, является материал оболочки для ядерного топлива. Оболочка тепловыделяющего элемента относится к внешнему слою топливных элементов (иногда также называемых «топливными стержнями» или «прутковыми тепловыделяющими элементами»). Оболочка предотвращает убегание продуктов деления

из топлива в реактор. Стали, разработанные для оболочки ядерного топлива, подвергаются воздействиям высоких потоков нейтронов и высоких температур и поэтому имеют несколько общих требований: хорошая стойкость к распуханию, высокое сопротивление радиационной плюс тепловой ползучести и превосходная фазовая стабильность. Радиационное распухание представляет собой склонность к накоплению дефектов вакансий в полостях нанометрового масштаба, что может привести к объемным размерным изменениям (распуханию) элемента. Эти изменения могут стать достаточно значительными для ухудшения функциональности элемента. Между тем, радиационная ползучесть похожа на тепловую ползучесть тем, что приложенное напряжение является движущей силой для течения дефекта. Однако, источник дефектов производится облучением и непосредственно не зависит от температуры и, в общем, полагают, что радиационная ползучесть линейно зависит от напряжения. Воздействие радиационной ползучести является таким же, как у тепловой ползучести, однако, с деформацией ползучести, приводящей к размерным изменениям.

Пример необходимости выдерживать высокие нейтронные потоки показывают с помощью поведения аустенитных нержавеющей сталей, таких как обычные сорта 304 и 316. Хотя эти стали давно применяют в реакторной среде, быстро осознали, что условия отжига на твердый раствор являются недостаточными для большинства реакторных применений, так как скорость радиационного распухания может достигать до 1% на смещение на атом после коротких времен облучения, приводящим только к нескольким смещениям на атом (сна). Дозу облучения в материале измеряют в сна, которое является мерой числа раз, когда каждый атом в материале был выбит из его места в решетке. Хотя было выполнено множество улучшений для аустенитных нержавеющей сталей для улучшения стойкости к распуханию для применений с высокой дозой облучения, они неспособны поддерживать размерную стабильность и удовлетворять требованиям к характеристике для оболочки тепловыделяющего элемента при очень высоких дозах. Так как большинство атомов быстро возвращаются на их места в решетке без долгосрочного повреждения, атом в среднем может смешаться множество раз перед тем, как объемные свойства значительно ухудшатся. Модифицированная аустенитная нержавеющая сталь, такая как D9 (316 + Ti и другие растворенные добавки, всегда изготовленные при условии 20% холодной деформации), может выдерживать даже радиационное повреждение примерно 100 сна перед тем, как объемное распухание станет жестко ограничивающим.

Однако, множество современных конструкций реакторов должны выигрывать от оболочки тепловыделяющего элемента, обладающей улучшенной характеристикой по

сравнению с теми, которые изготовлены из модифицированных аустенитных нержавеющей сталей. В одном воплощении должны быть выгодными элементы активной зоны реактора и, в особенности, оболочка тепловыделяющего элемента, которые могут выдерживать пиковые дозы облучения порядка 200, 300, 400 или 500 сна или более. В настоящий момент не существует таких доступных сталей и, таким образом, конструкцию реактора ограничивают, чтобы учитывать более низкую характеристику доступных в настоящее время сталей. Например, воплощения описанных в данном документе сталей могут обладать достаточным сопротивлением ползучести при расчетных температурах на выходе реактора 550°C или даже выше, так чтобы сталь оставалась в рабочем состоянии в течение периода полураспада ядерного топлива вплоть до 40 лет или дольше. Также воплощения могут обладать аналогично улучшенной стойкости к распуханию, показывая объемное распухание 5% или меньше для периода полураспада ядерного топлива вплоть до 40 лет или дольше и достаточным сопротивлением развитию трещин, для того, чтобы противодействовать образованию трещин или разрушению после облучения при температурах вплоть до 360°C .

На Фиг. 15a представлен перспективный вид с частичным разрезом в схематической форме воплощения топливной сборки, содержащей множество топливных элементов. На Фиг. 15a представлена частичная иллюстрация топливной сборки 10 согласно одному воплощению. Топливная сборка может быть делящейся топливной сборкой или воспроизводящей топливной сборкой. Сборка может включать топливные элементы (или «топливные стержни» или «прутковые тепловыделяющие элементы») 11 в каркасе или корпусе 16. Для обеспечения циркуляции вокруг внешней части топливного элемента 11 можно предусмотреть винтовое ребро 12 для обеспечения некоторого зазора и пути циркуляции вокруг внешней стороны элемента 11.

На Фиг. 15b представлена частичная иллюстрация топливного элемента 11 согласно одному воплощению. Как показано в этом воплощении, топливный элемент 11 может содержать материал 13 оболочки, топливо 14 и, в некоторых случаях, по меньшей мере один зазор 15.

Топливо можно закупорить внутри полости с помощью внешнего материала 13 оболочки. В некоторых случаях множество топливных материалов можно расположить друг над другом вдоль оси, как показано на Фиг. 15b, однако это необязательно. Например, топливный элемент может содержать только один топливный материал. В одном воплощении между топливным материалом и материалом оболочки может присутствовать зазор(ы) 15, хотя зазор(ы) необязательно присутствует. В одном

воплощении зазор заполняют атмосферой под давлением, такой как гелиевая атмосфера под давлением. В дополнительном воплощении зазор можно заполнить натрием.

Топливо может содержать любой делящийся материал. Делящийся материал может содержать металл и/или металлический сплав. В одном воплощении топливо может быть металлическим топливом. Можно понять, что металлическое топливо может предлагать относительно высокие загрузки тяжелых металлов и превосходный баланс нейтронов, который требуется для способа воспроизводства и выгорания в ядерном реакторе деления. В зависимости от применения топливо может содержать по меньшей мере один элемент, выбранный из U, Th, Am, Np и Pu. Термин «элемент», представленный химическим символом в данном документе, может относиться к элементу, который находят в Периодической таблице – его не следует путать с «элементом» «топливного элемента».

На Фиг. 15с показано воплощение топливного элемента, в котором предоставляют одну или более прослоек между оболочкой и топливом. В некоторых случаях, особенно при высоком выгорании топлива, элементы топлива и оболочки могут иметь склонность к диффузии, посредством чего вызывая нежелательное сплавление и, таким образом, ухудшая материал топлива и оболочки (например, путем распада сплава топлива и/или слоя оболочки или образования нового сплава с ухудшенными механическими свойствами). Показанная прослойка 16 может служить барьерным слоем между топливом 14 и оболочкой 13 для ослабления такой межатомной диффузии элементов. Например, прослойку 16 можно применять для ослабления межатомной диффузии между элементами топлива и материалом оболочки для того, чтобы избежать, например, ухудшения топлива и/или материала оболочки посторонними (и иногда нежелательными) элементами. Прослойка 16 может содержать один слой или множество слоев, например, по меньшей мере 2, 3, 4, 5, 6 или более слоев. В случае, когда прослойка содержит множество слоев, эти слои могут содержать одинаковый материал или различные материалы и/или иметь одинаковые или различные свойства. Например, в одном воплощении по меньшей мере некоторые из слоев могут содержать одинаковую сталь в качестве оболочки, при этом другие слои прослойки 16 содержат другие материалы.

Кожухи теплообменников, трубы и трубные доски являются другим примером элементов технологического оборудования, которые можно изготовить из описанных выше воплощений стали. На Фиг. 16 показан кожухотрубный теплообменник, выполненный с кожухом. Теплообменник 800 содержит кожух 802, ряд труб 804 U-образной формы, трубную доску 806, множество перегородок 808 и различные впускные отверстия 810. Любой и все из этих элементов можно изготовить из описанных выше

высокотемпературных, стойких к радиации воплощений стали. Кроме того, Фиг.16 является не единственным типом теплообменника и описанные в данном документе воплощения стали подходят для любой конструкции теплообменника, такой, например, как теплообменники с воздушным охлаждением, теплообменники типа труба в трубе и рамные пластинчатые теплообменники.

Крыльчатки насосов являются другим примером части технологического оборудования, которую можно изготовить из описанных выше воплощений стали. В некоторых конструкциях ядерных реакторов крыльчатки насосов могут находиться внутри активной зоны и подвергаться высоким дозам облучения. На Фиг. 17 показаны воплощения открытых, полуоткрытых и закрытых крыльчаток. Открытая крыльчатка 902 состоит только из лопастей 904, присоединенных к втулке 906. Воплощение полуоткрытой крыльчатки 908 сконструировано с круговой пластиной 910, присоединенной к одной стороне лопастей 912, и втулкой 914. Закрытая крыльчатка 916 содержит круговые пластины 920, присоединенные к обеим сторонам лопастей 918. На Фиг. 17 показано только несколько характерных воплощений конструкций крыльчаток, однако следует понимать, что описанные в данном документе воплощения сталей подходят для любой конструкции крыльчатки, такой, например, как вихревые крыльчатки, крыльчатки центробежного насоса, пропеллеры, крыльчатки шредера, крыльчатки замкнутого профиля, крыльчатки со смешанным потоком, радиальные крыльчатки, полуосевые крыльчатки и осевые крыльчатки.

Конструктивные детали и крепежные детали являются еще одним примером элементов, которые можно изготовить из описанных выше воплощений стали. Гайки, болты, U-образные болты, кольцевые прокладки и заклепки, примеры которых показаны на Фиг. 18, изготовленные из описанных в данном документе воплощений стали, должны быть особенно полезными в высокотемпературных средах, а также в средах с высокой дозой облучения.

На Фиг. 19 показано воплощение реактора на бегущей волне, показывающее множество стальных элементов, чья характеристика должна улучшиться при изготовлении с использованием описанных выше технологий. На Фиг. 19 указаны многие из основных стальных элементов реактора на бегущей волне, такие как крышка реактора, корпус реактора, защитный кожух и купол защитной оболочки, а также показано множество вспомогательных элементов реактора, таких как конструктивные детали, фланцы, накладки из листового металла, трубопровод, ограждения, каркас, соединительные стержни и опоры. Любой из показанных на Фиг. 19 элементов реактора, и

особенно те элементы, которые расположены внутри или около активной зоны, можно изготовить с использованием воплощений описанных выше способов.

Реактор 1900 на бегущей волне сконструирован для удерживания множества прутковых тепловыделяющих элементов в активной зоне 1908, расположенной в нижней части корпуса реактора и защитного кожуха 1904. Крышка 1902 реактора закрывает радиоактивные материалы внутри корпуса реактора и защитного кожуха 1904. В показанном воплощении в активную зону 1908 можно обеспечить доступ только через крышку 1902 реактора. Например, в корпусе предусмотрена перегрузочная машина 1916 ядерного топлива. Перегрузочная машина 1916 обеспечивает подъем прутковых тепловыделяющих элементов и других приборов из активной зоны 1908 и удаление их из корпуса через ряд больших и малых поворотных пробок 1918, расположенных в крышке 1902 реактора. Эта конструкция позволяет корпусу 1904 быть цельным и без каких-либо проникновений.

Под крышкой 1902 реактора также можно обеспечить тепловой экран для уменьшения температуры в области купола 1906 защитной оболочки выше крышки 1902 реактора. Как показано, доступ в эту область можно обеспечить с помощью одного или более люков 1920 в куполе 1906 защитной оболочки. Как показано, также можно предусмотреть дополнительные люки для обеспечения доступа в различных местах в куполе 1906 защитной оболочки.

Натрий, который является жидким при рабочих температурах, является теплоносителем первого контура для удаления тепла из активной зоны 1908. Корпус реактора и защитный кожух 1904 заполняют до некоторого уровня натрием, который циркулирует через активную зону 1908, используя насосы 1910. Предоставляют два насоса 1910 для натрия. Каждый насос 1910 содержит крыльчатку 1910А, расположенную близко к активной зоне 1908, соединенную валом 1910В, который проходит через крышку 1902 реактора, с мотором 1910С, расположенным выше крышки 1902 реактора.

Насосы 1910 циркулируют натрий через один или более промежуточных теплообменников 1912, расположенных внутри корпуса реактора и защитного кожуха 1904. Промежуточные теплообменники 1912 переносят тепло из натриевого теплоносителя первого контура в теплоноситель второго контура. Свежий теплоноситель второго контура отводят по трубам через купол 1906 защитной оболочки (через один или более входов 1922 теплоносителя второго контура) и крышку 1902 реактора в промежуточные теплообменники 1912, в которых его нагревают. Нагретый теплоноситель второго контура затем течет обратно через крышку 1902 реактора и из купола 1906

защитной оболочки в один или более выходов 1924 теплоносителя второго контура. В одном воплощении нагретый теплоноситель второго контура используют для выработки пара, который перемещают в систему выработки энергии. Теплоноситель второго контура может быть натриевым теплоносителем или некоторым другим соевым теплоносителем, таким как магниево-натриевый теплоноситель.

Независимо от приложенной формулы изобретения, раскрытие изобретения также определяют следующие пункты.

1. Способ гомогенизации состава стали, включающий:

плавку множества компонентов с получением состава стали, имеющего температурный интервал аустенитной фазы с верхним пределом, причем каждый компонент обладает диффузионной способностью,

нагрев состава стали до первой температуры в пределах верхней половины температурного интервала чисто аустенитной фазы,

поддержание состава стали при первой температуре в течение первого периода времени, определенного на основе диффузионной способности по меньшей мере одного из множества компонентов в аустенитной фазе состава стали, и

обработку состава стали.

2. Способ по п. 1, в котором первую температуру выбирают так, что она находится в верхних 25%, в верхних 20%, в верхних 15%, в верхних 10%, в верхних 5% или в верхнем 1% температурного интервала аустенитной фазы.

3. Способ по п. 1 или 2, в котором первую температуру выбирают так, что она на 5, 10, 15 или 20⁰С меньше верхнего предела вычисленного температурного интервала аустенитной фазы.

4. Способ по любому из предшествующих пунктов, дополнительно включающий вычисление первого периода времени на основе требуемого расстояния диффузии и диффузионной способности одного из множества компонентов.

5. Способ по любому из предшествующих пунктов, дополнительно включающий вычисление первого периода времени, t , по меньшей мере частично, с использованием следующего уравнения:

$$d = \sqrt{D \cdot e^{-Q/kT} \cdot t}$$

где d является заранее заданным требуемым расстоянием диффузии выбранного компонента, T является первой температурой, D является коэффициентом диффузии

выбранного компонента в аустенитной фазе железа (γ -Fe), Q является энергией активации выбранного компонента в γ -Fe и k является постоянной Больцмана.

6. Способ по любому из предшествующих пунктов, дополнительно включающий наблюдение неоднородного распределения первого компонента в составе стали до операции нагрева, и

где вычисление первого периода времени дополнительно включает выбор неоднородно распределенного первого компонента для использования в операции вычисления.

7. Способ по любому из предшествующих пунктов, дополнительно включающий определение характерного расстояния неоднородного распределения первого компонента в составе стали до операции нагрева, и

где вычисление первого периода времени дополнительно включает выбор требуемого расстояния диффузии, d , на основе характерного расстояния неоднородного распределения.

8. Способ по любому из предшествующих пунктов, в котором вычисление первого периода времени дополнительно включает

определение характерного расстояния, V , неоднородного распределения первого компонента в составе стали до действия по нагреву и

где вычисление первого периода времени дополнительно включает выбор требуемого расстояния диффузии, d , на основе требуемого отношения d/V .

9. Способ по п. 8, в котором требуемое отношение d/V находится между нижней границей $d/V \geq 0,75, \geq 0,9, \geq 1,0, \geq 1,1, \geq 1,25, \geq 1,5, \geq 2,0$ или $\geq 2,5$ и верхней границей $d/L \leq 10,0, \leq 5,0, \leq 4,0, \leq 2,5, \leq 2,0$ или $\leq 1,5$.

10. Способ по любому из предшествующих пунктов, в котором первый период времени выбирают на основе получающегося размера зерен аустенита в составе стали, образованного в течение операции поддержания.

11. Способ по любому из предшествующих пунктов, в котором первый период времени выбирают для достижения состава стали, который не содержит зерен аустенита больше 1000 мкм, 500 мкм, 100 мкм или 50 мкм по их наиболее длинной оси.

12. Стальной продукт, изготовленный способом по любому из предшествующих пунктов.

13. Способ гомогенизации стальной детали, изготовленной из состава стали, включающий:

проверку первой стальной детали из состава стали,

наблюдение неоднородного распределения по меньшей мере первого компонента состава стали в первой стальной детали,

определение характерного расстояния для неоднородного распределения,

выбор температуры гомогенизации в пределах температурного интервала аустенитной фазы для состава стали,

вычисление времени выдержки для гомогенизации на основе характерного расстояния для неоднородного распределения, диффузионной способности первого компонента в составе стали и выбранной температуры гомогенизации,

нагрев других стальных деталей из состава стали до температуры гомогенизации, и

поддержание других стальных деталей при температуре гомогенизации в течение первого периода времени на основе времени выдержки для гомогенизации.

14. Способ по п. 13, в котором наблюдение неоднородного распределения в первой стальной детали включает определение областей различных концентраций первого компонента в первой стальной детали.

15. Способ по п. 13 или 14, в котором определение характерного расстояния для неоднородного распределения дополнительно включает

измерение расстояния между областями различной концентрации первого компонента в первой стальной детали.

16. Способ по любому из пп. 13 – 15, в котором определение характерного расстояния для неоднородного распределения дополнительно включает:

измерение множества расстояний между областями высокой концентрации первого компонента в первой стальной детали,

выбор среднего расстояния между областями высокой концентрации, и

использование среднего расстояния в качестве характерного расстояния.

17. Способ по любому из пп. 13 – 16, дополнительно включающий

обработку после операции поддержания других стальных деталей с получением одного или более стальных продуктов.

18. Способ по любому из пп. 13 – 17, в котором определение характерного расстояния для неоднородного распределения включает определение характерного расстояния, B , неоднородного распределения первого компонента и вычисление времени выдержки для гомогенизации дополнительно включает выбор требуемого расстояния диффузии, d , на основе требуемого отношения d/B .

19. Способ по п. 18, в котором требуемое отношение d/V находится между нижней границей $d/V \geq 0,75, \geq 0,9, \geq 1,0, \geq 1,1, \geq 1,25, \geq 1,5, \geq 2,0$ или $\geq 2,5$ и верхней границей $d/L \leq 10,0, \leq 5,0, \leq 4,0, \leq 2,5, \leq 2,0$ или $\leq 1,5$.

20. Изделие, содержащее сталь, изготовленную посредством способа по любому из пп. 13 – 19.

Понятно, что системы и способы, описанные в данном документе, хорошо приспособлены для достижения упомянутых, а также присущих им конечных целей и преимуществ. Хотя для этого изобретения были описаны различные воплощения, можно выполнять различные изменения и модификации, которые целесообразны в области, подразумеваемой настоящим изобретением. Можно выполнять множество других изменений, которые легко напрашиваются специалистам и которые охватываются сущностью изобретения.

ФОРМУЛА ИЗОБРЕТЕНИЯ

1. Способ гомогенизации состава стали, включающий:

плавку множества компонентов с получением состава стали, имеющего температурный интервал аустенитной фазы с верхним пределом, причем каждый компонент обладает диффузионной способностью,

нагрев состава стали до первой температуры в пределах верхней половины температурного интервала чисто аустенитной фазы,

поддержание состава стали при первой температуре в течение первого периода времени, определенного на основе диффузионной способности по меньшей мере одного из множества компонентов в аустенитной фазе состава стали, и

обработку состава стали.

2. Способ по п. 1, в котором первую температуру выбирают так, что она находится в 25%, в верхних 20%, в верхних 15%, в верхних 10%, в верхних 5% или в верхнем 1% температурного интервала аустенитной фазы.

3. Способ по п. 1, в котором первую температуру выбирают так, что она на 5, 10, 15 или 20⁰С меньше верхнего предела вычисленного температурного интервала аустенитной фазы.

4. Способ по п. 1, дополнительно включающий вычисление первого периода времени на основе требуемого расстояния диффузии и диффузионной способности одного из множества компонентов.

5. Способ по п. 1, дополнительно включающий вычисление первого периода времени, t , по меньшей мере частично, с использованием следующего уравнения:

$$d = \sqrt{D \cdot e^{-Q/kT} \cdot t}$$

где d является заранее заданным требуемым расстоянием диффузии выбранного компонента, T является первой температурой, D является коэффициентом диффузии выбранного компонента в аустенитной фазе железа (γ -Fe), Q является энергией активации выбранного компонента в γ -Fe и k является постоянной Больцмана.

6. Способ по п. 1, дополнительно включающий наблюдение неоднородного распределения первого компонента в составе стали до операции нагрева, и

где вычисление первого периода времени дополнительно включает выбор неоднородно распределенного первого компонента для использования в операции вычисления.

7. Способ по п. 1, дополнительно включающий

определение характерного расстояния неоднородного распределения первого компонента в составе стали до операции нагрева, и

где вычисление первого периода времени дополнительно включает выбор требуемого расстояния диффузии, d , на основе характерного расстояния неоднородного распределения.

8. Способ по п. 1, в котором вычисление первого периода времени дополнительно включает

определение характерного расстояния, V , неоднородного распределения первого компонента в составе стали до операции нагрева, и

где вычисление первого периода времени дополнительно включает выбор требуемого расстояния диффузии, d , на основе требуемого отношения d/V .

9. Способ по п. 8, в котором требуемое отношение d/V находится между нижней границей $d/V \geq 0,75, \geq 0,9, \geq 1,0, \geq 1,1, \geq 1,25, \geq 1,5, \geq 2,0$ или $\geq 2,5$ и верхней границей $d/L \leq 10,0, \leq 5,0, \leq 4,0, \leq 2,5, \leq 2,0$ или $\leq 1,5$.

10. Способ по п. 1, в котором первый период времени выбирают на основе получающегося размера зерен аустенита в составе стали, образованного в течение операции поддержания.

11. Способ по п. 1, в котором первый период времени выбирают для достижения состава стали, который не содержит зерен аустенита больше 1000 мкм, 500 мкм, 100 мкм или 50 мкм по их наиболее длинной оси.

12. Стальной продукт, изготовленный способом по любому из предшествующих пунктов.

13. Способ гомогенизации стальной детали, изготовленной из состава стали, включающий:

проверку первой стальной детали из состава стали,

наблюдение неоднородного распределения по меньшей мере первого компонента состава стали в первой стальной детали,

определение характерного расстояния для неоднородного распределения,

выбор температуры гомогенизации в пределах температурного интервала аустенитной фазы для состава стали,

вычисление времени выдержки для гомогенизации на основе характерного расстояния для неоднородного распределения, диффузионной способности первого компонента в составе стали и выбранной температуры гомогенизации,

нагрев других стальных деталей из состава стали до температуры гомогенизации, и поддержание других стальных деталей при температуре гомогенизации в течение первого периода времени на основе времени выдержки для гомогенизации.

14. Способ по п. 13, в котором наблюдение неоднородного распределения в первой стальной детали включает определение областей различных концентраций первого компонента в первой стальной детали.

15. Способ по п. 13, в котором определение характерного расстояния для неоднородного распределения дополнительно включает

измерение расстояния между областями различной концентрации первого компонента в первой стальной детали.

16. Способ по любому п. 13, в котором определение характерного расстояния для неоднородного распределения дополнительно включает:

измерение множества расстояний между областями высокой концентрации первого компонента в первой стальной детали,

выбор среднего расстояния между областями высокой концентрации, и использование среднего расстояния в качестве характерного расстояния.

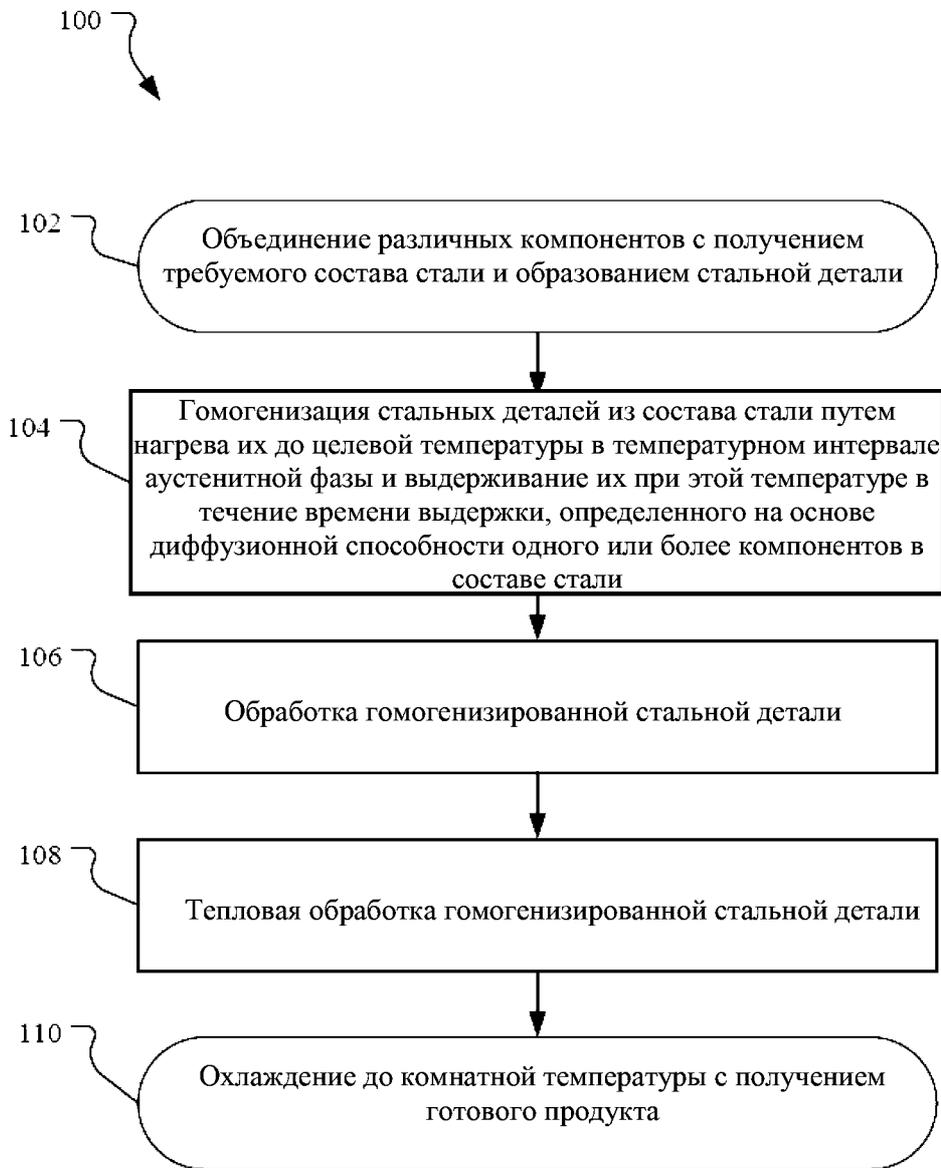
17. Способ по п. 13, дополнительно включающий

обработку после операции поддержания других стальных деталей с получением одного или более стальных продуктов.

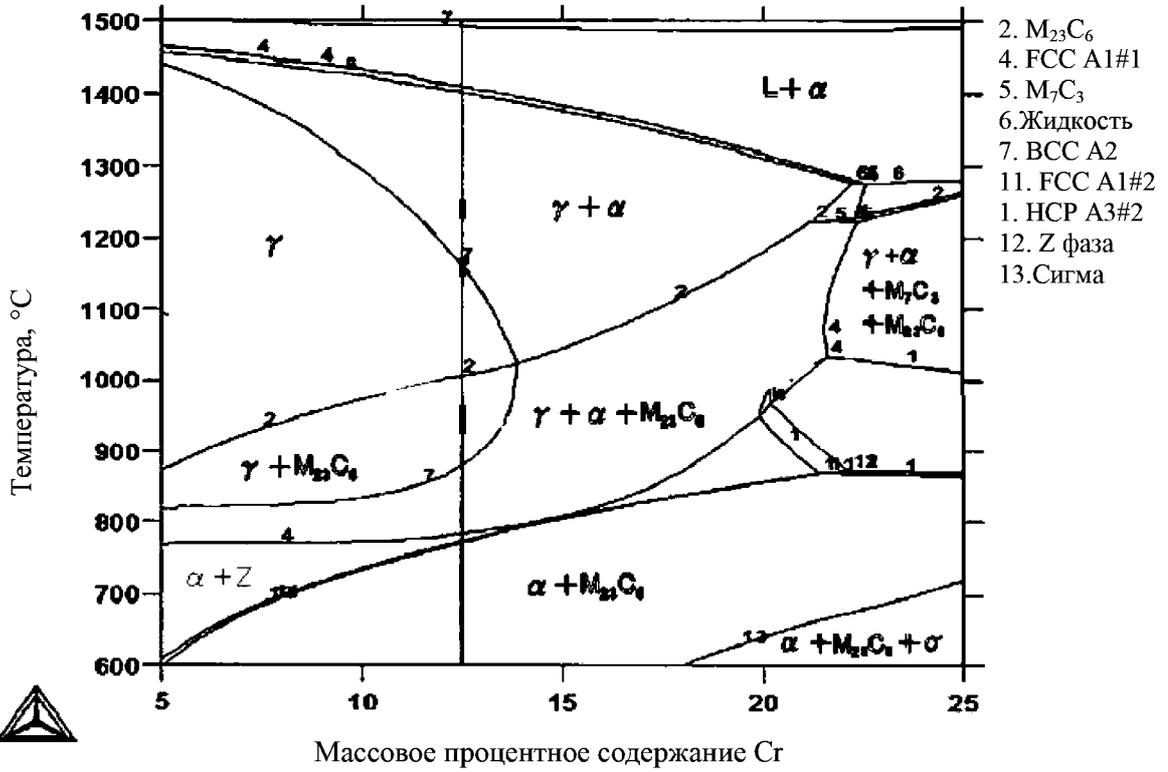
18. Способ по п. 13, в котором определение характерного расстояния для неоднородного распределения включает определение характерного расстояния, V , неоднородного распределения первого компонента и вычисление времени выдержки для гомогенизации дополнительно включает выбор требуемого расстояния диффузии, d , на основе требуемого отношения d/V .

19. Способ по п. 18, в котором требуемое отношение d/V находится между нижней границей $d/V \geq 0,75, \geq 0,9, \geq 1,0, \geq 1,1, \geq 1,25, \geq 1,5, \geq 2,0$ или $\geq 2,5$ и верхней границей $d/L \leq 10,0, \leq 5,0, \leq 4,0, \leq 2,5, \leq 2,0$ или $\leq 1,5$.

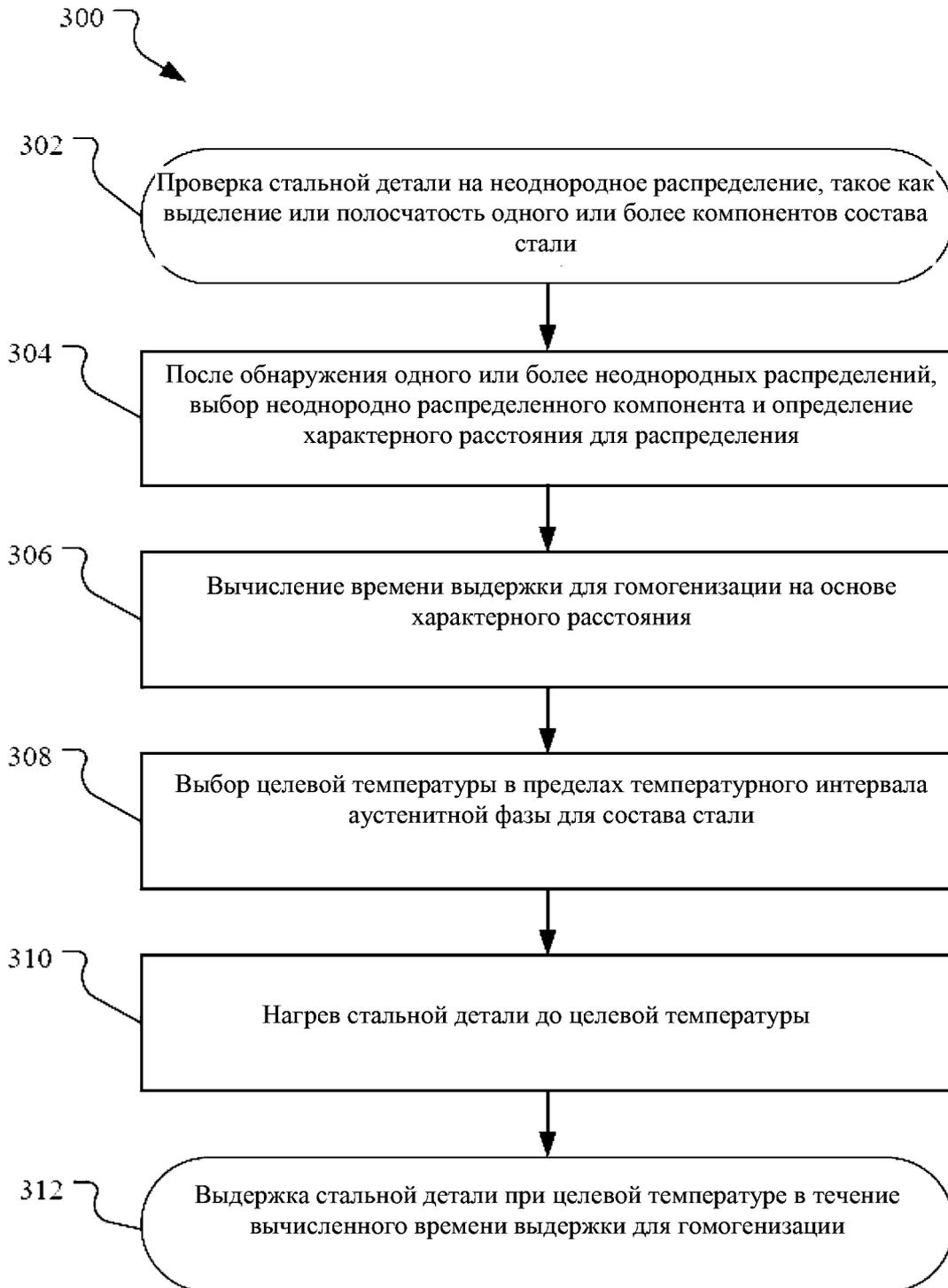
20. Изделие, содержащее сталь, изготовленную посредством способа по п. 13.



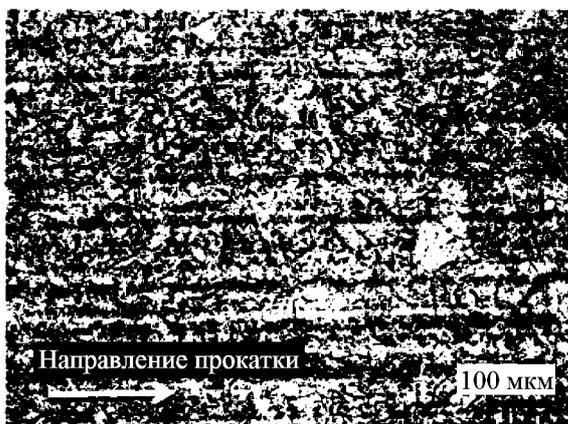
Фиг. 1



Фиг. 2



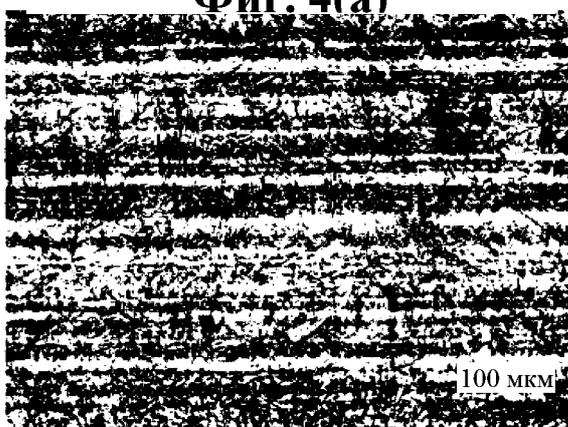
Фиг. 3



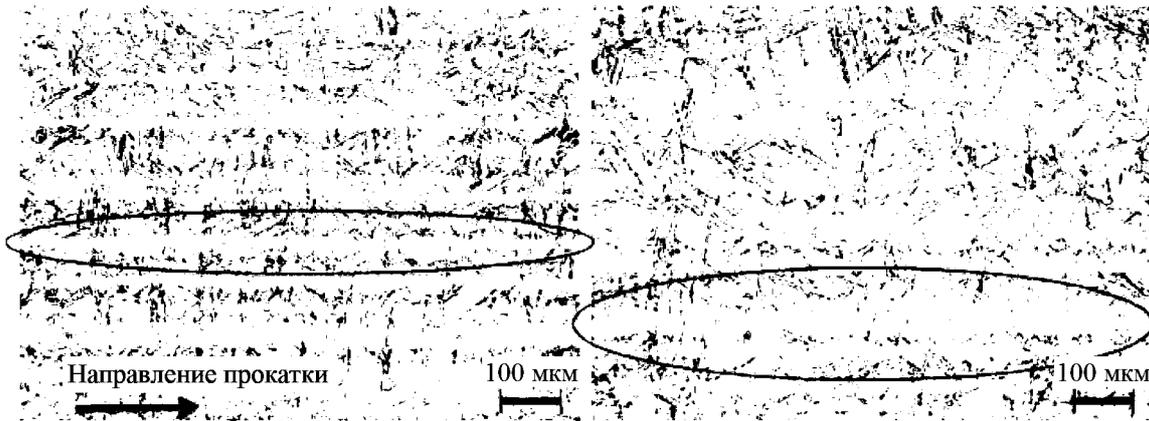
Фиг. 4(а)



Фиг. 4(б)

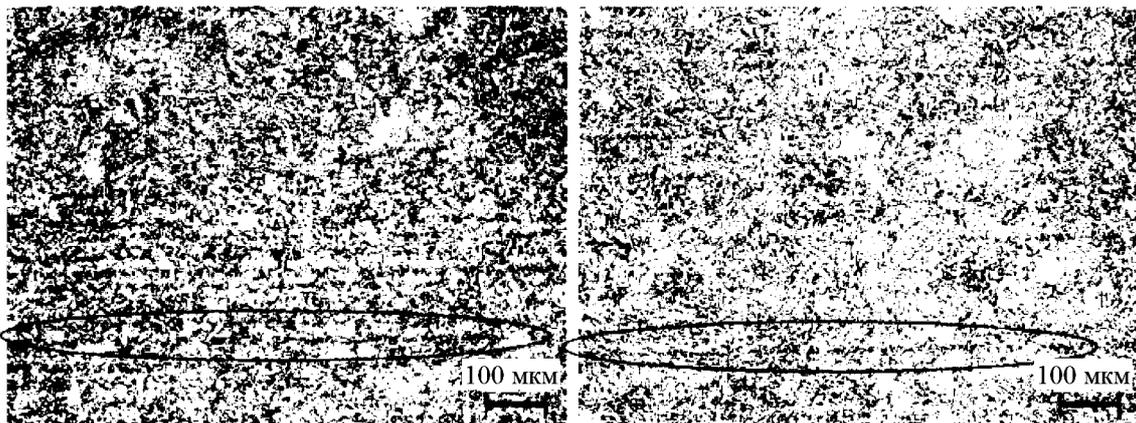


Фиг. 4(с)



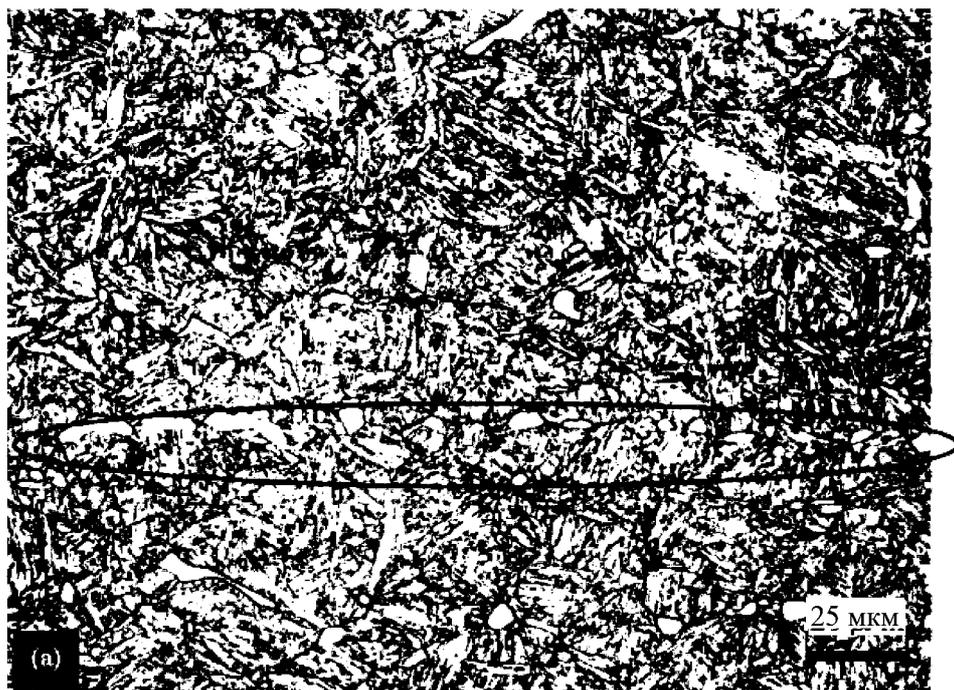
Фиг. 5(а)

Фиг. 5(б)



Фиг. 6(а)

Фиг. 6(б)



Фиг. 7(a)



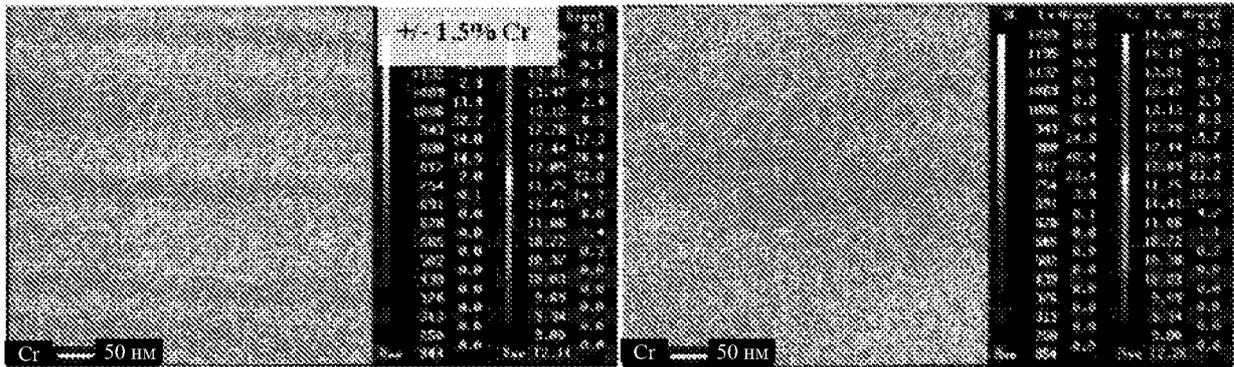
Фиг. 7(b)



Фиг. 8(а)

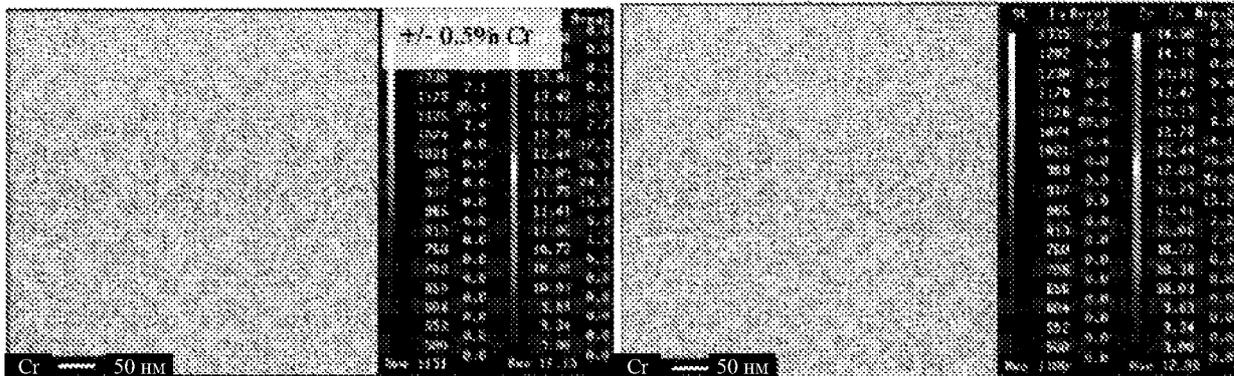


Фиг. 8(б)



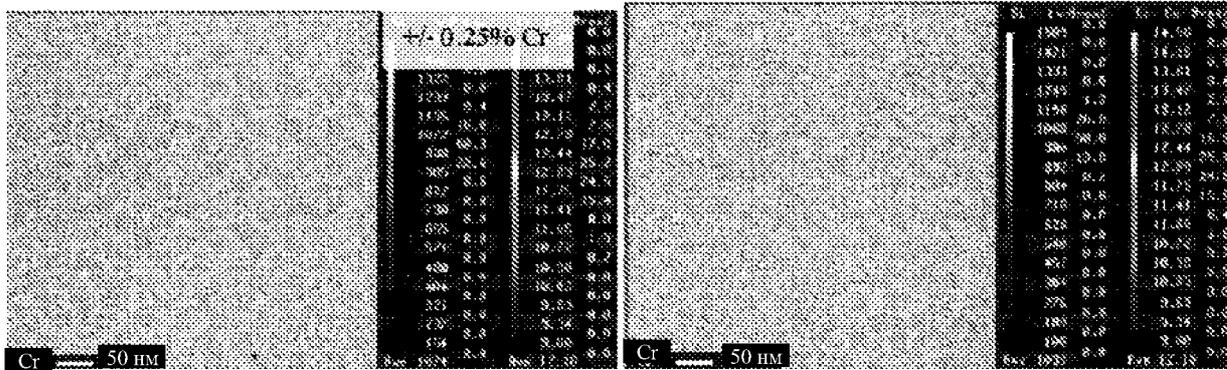
Фиг. 9(a)

Фиг. 9(b)



Фиг. 9(c)

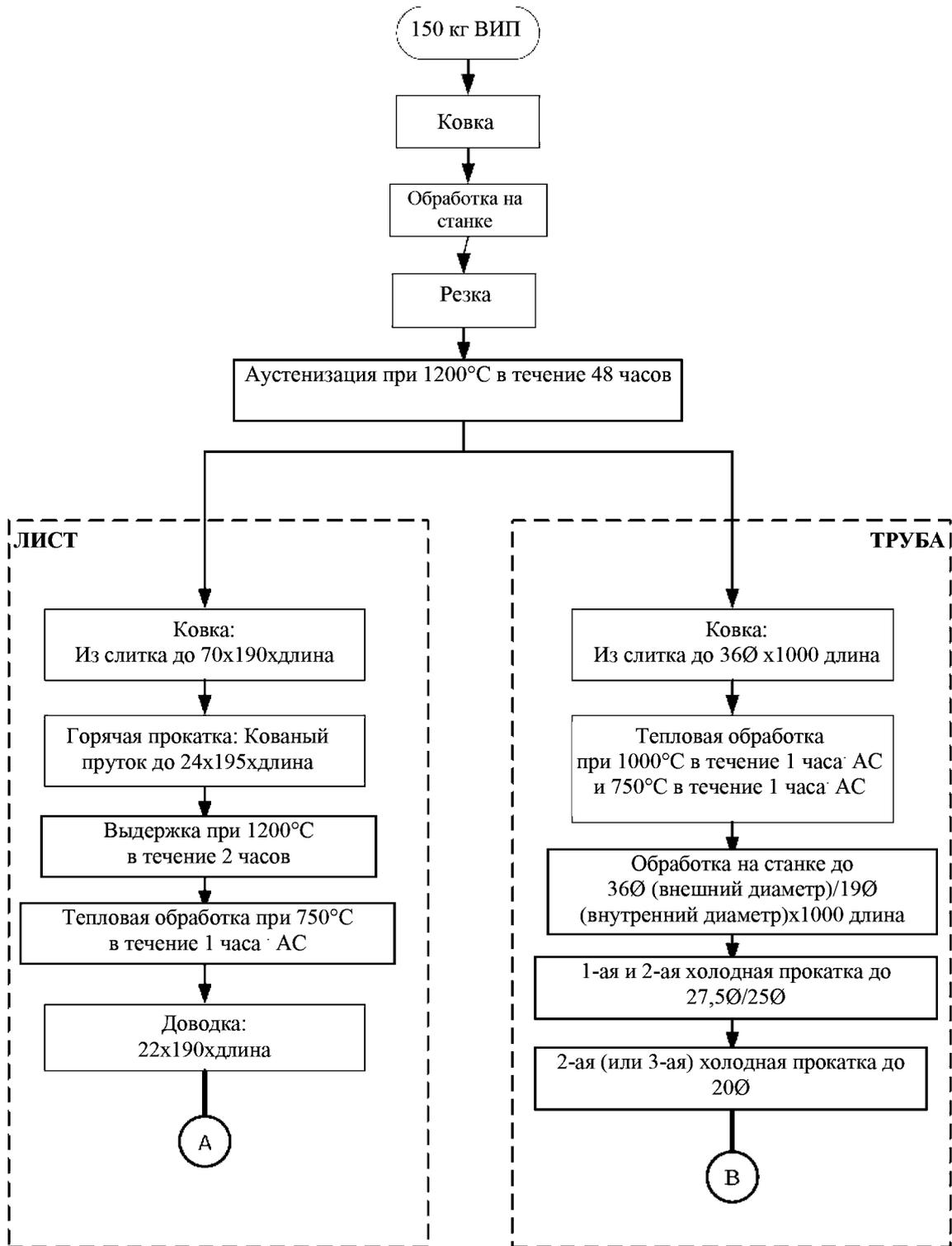
Фиг. 7(b)



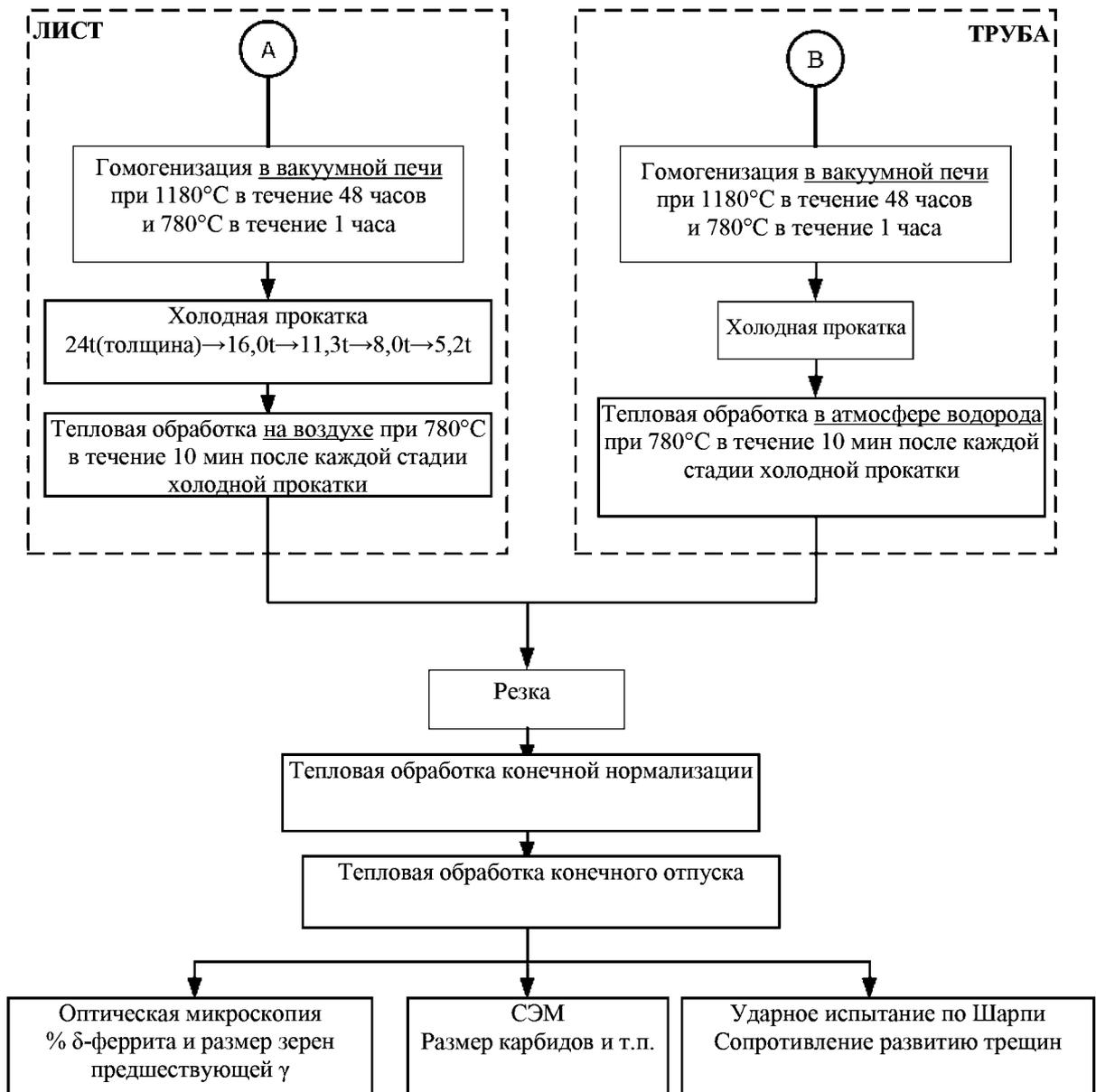
Фиг. 9(d)

Фиг. 9(f)

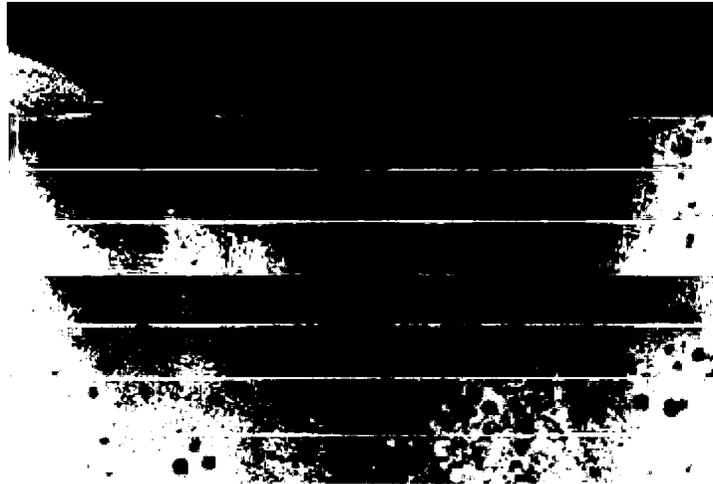
9/19



Фиг. 10(а)



Фиг. 10 (b)



0-300 нм

Поры не учитывают из-за
поверхностных эффектов

300 – 700 нм

Поры учитывают и измеряют в
этой области повреждения на
распухание

>700 нм

Поры не учитывают из-за
эффекта имплантации
самовнедряющихся ионов и
подавления распухания

Фиг. 11

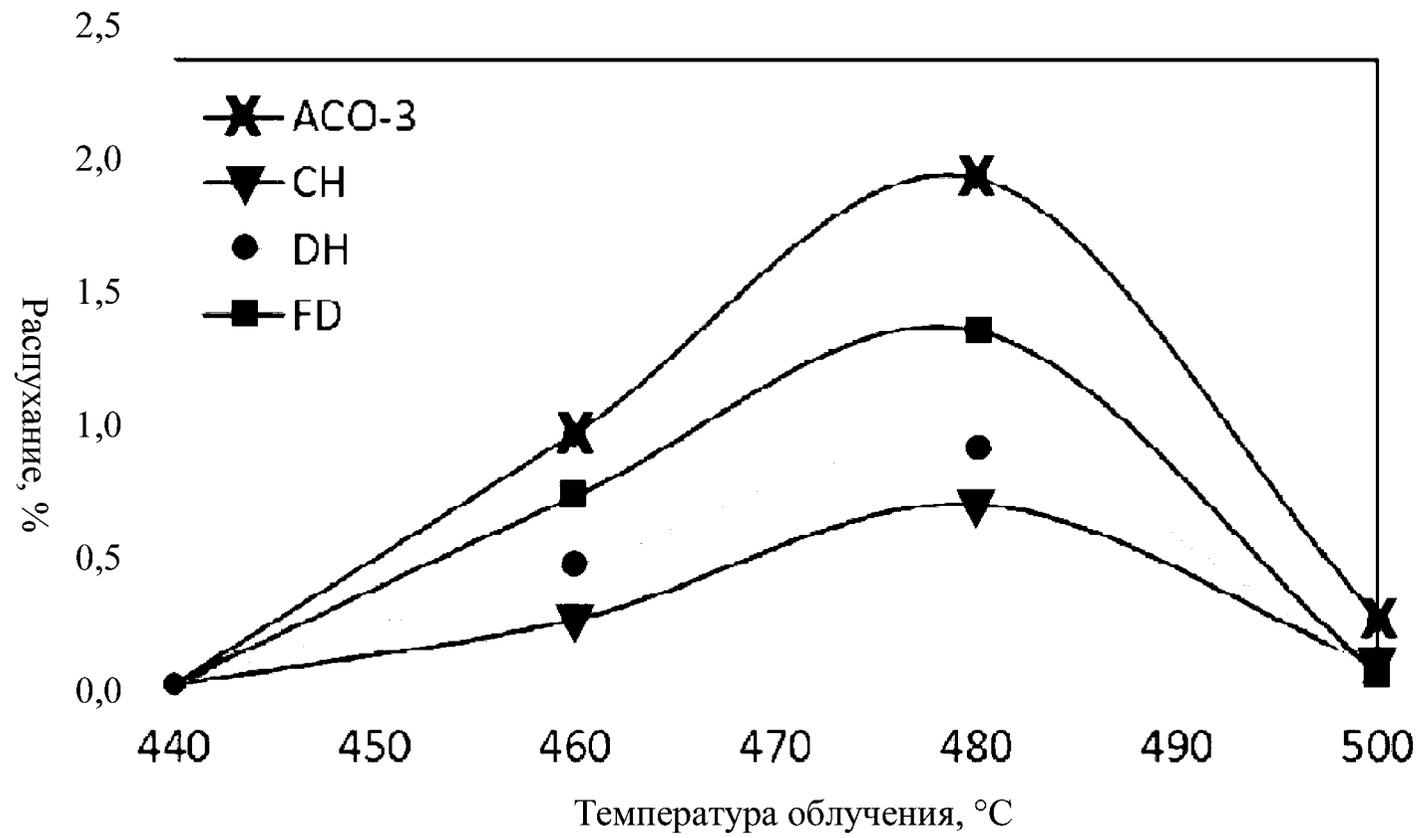
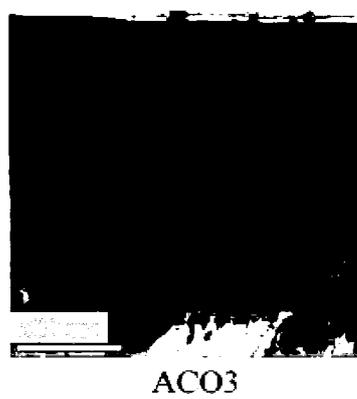
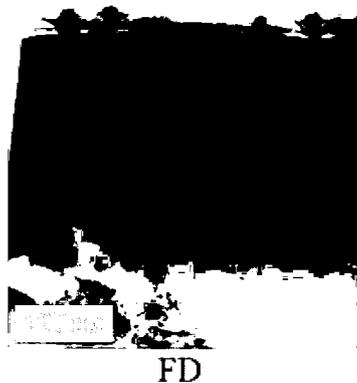


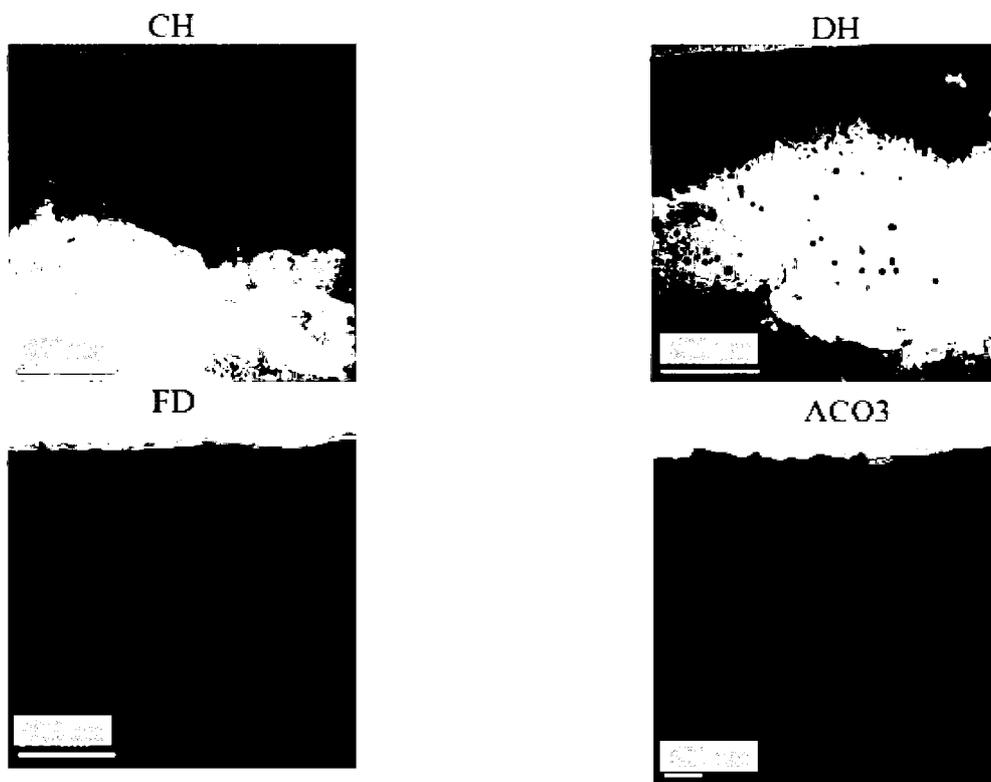
FIGURE 12

Изображения: DDI, 480°C, 188 сна, 0,2 ачм He/сна
CH DH

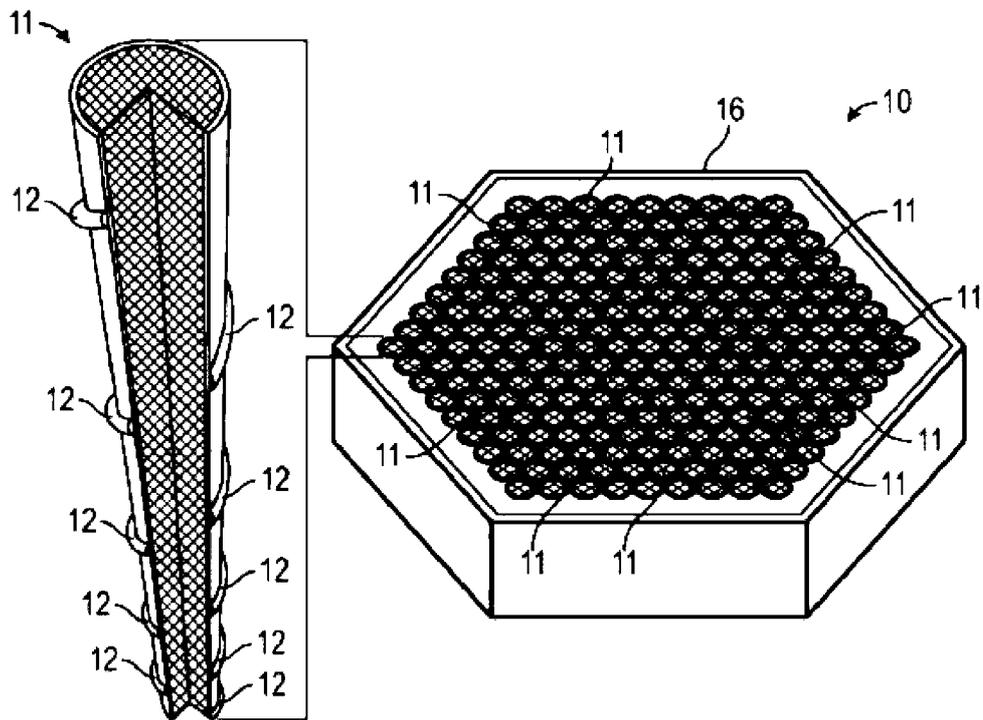


Фиг. 13

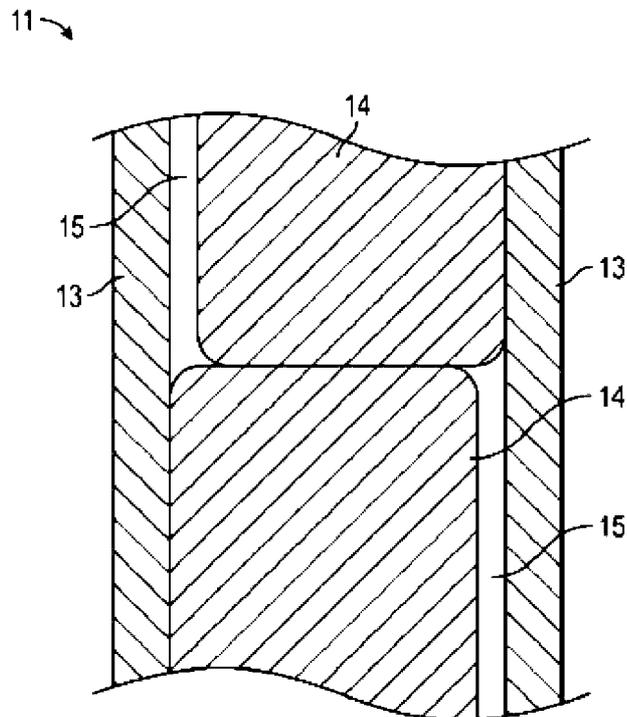
Изображения: DDI, 480°C, 188 сна, 0,015 ачм He/сна



Фиг. 14

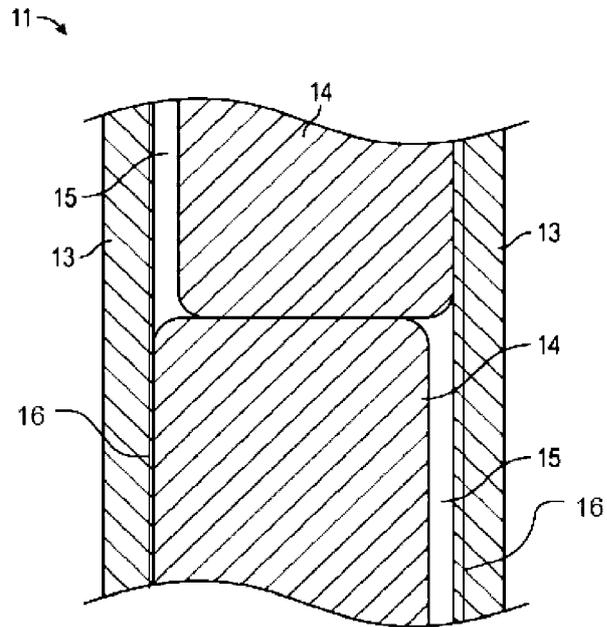


Фиг. 15 (а)



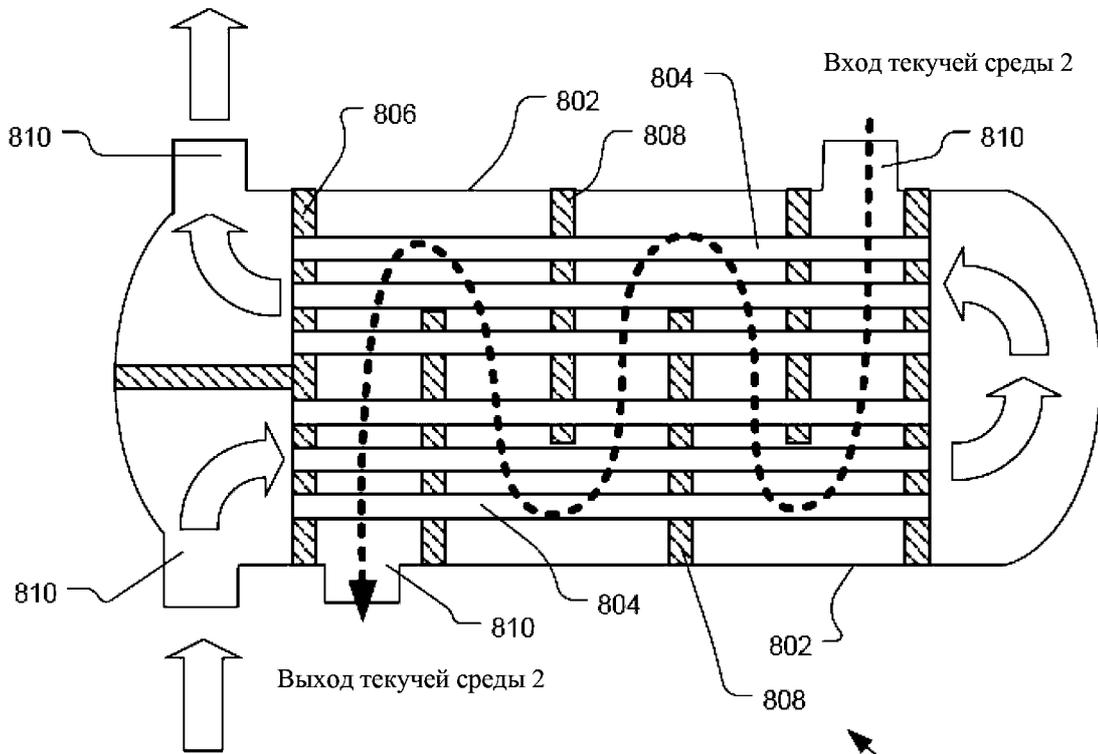
Фиг. 15 (b)

16/19



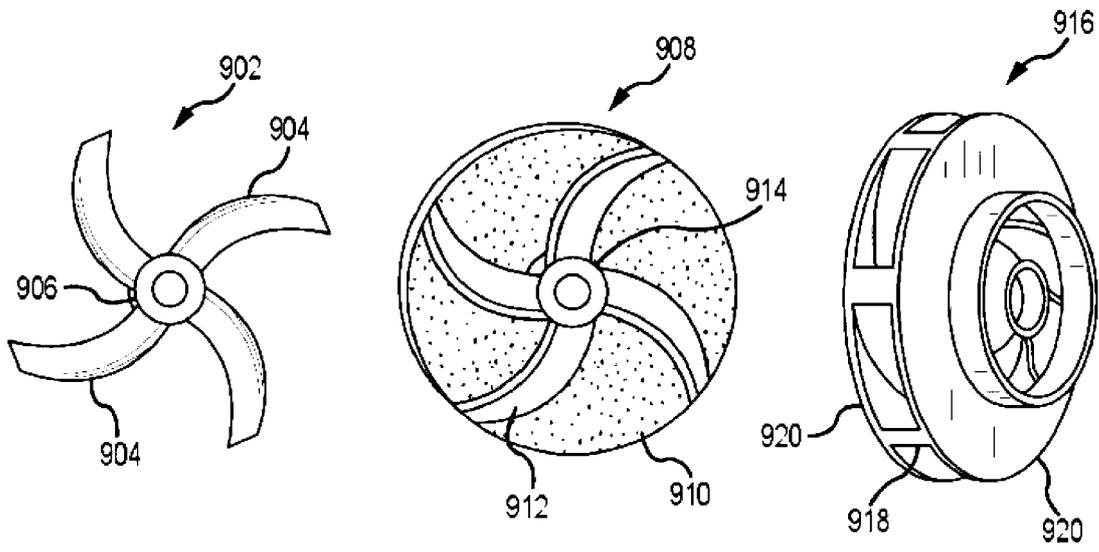
Фиг. 15(с)

Выход текучей среды 1

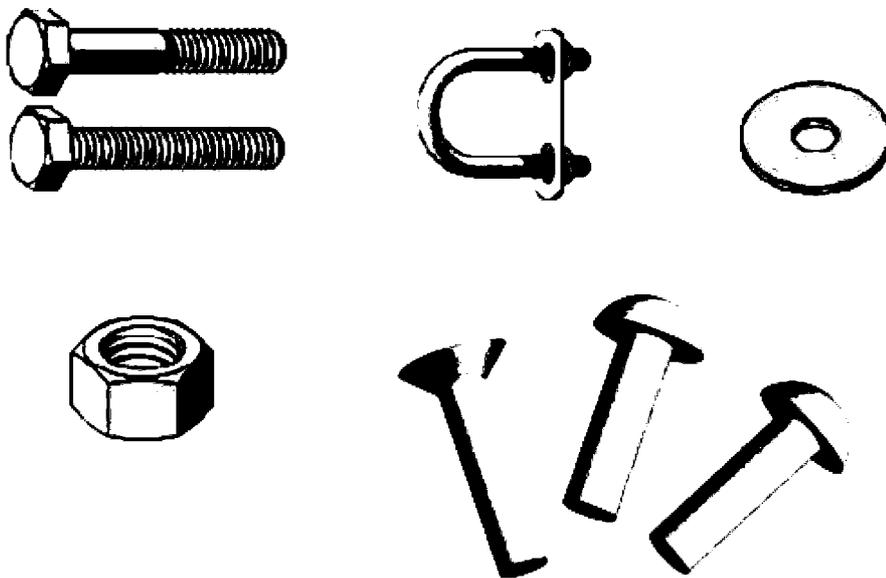


Фиг. 16

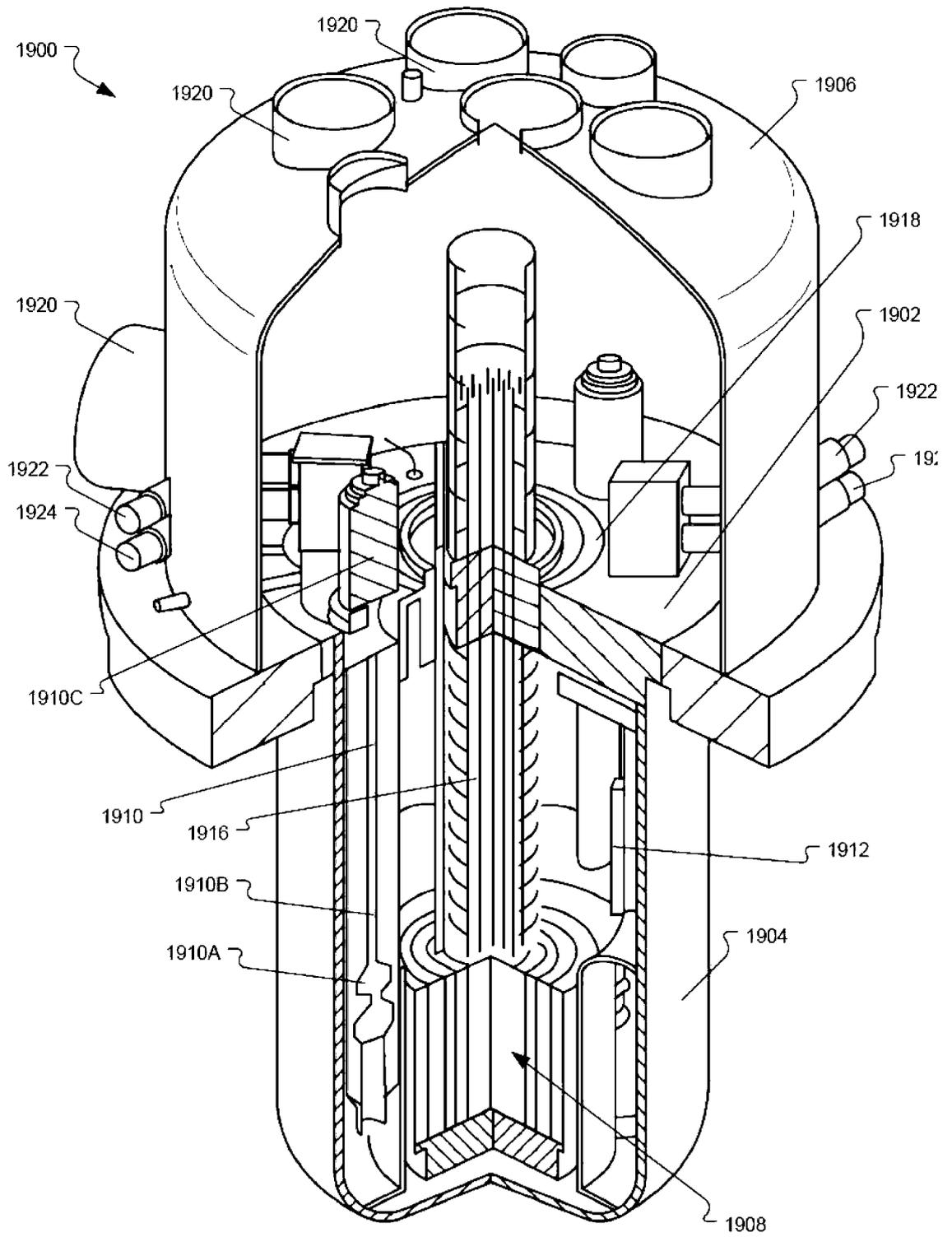
Вход текучей среды 1



Фиг. 17



Фиг. 18



Фиг. 19



Фиг. 20