



ФЕДЕРАЛЬНАЯ СЛУЖБА
ПО ИНТЕЛЛЕКТУАЛЬНОЙ СОБСТВЕННОСТИ,
ПАТЕНТАМ И ТОВАРНЫМ ЗНАКАМ

(12) ОПИСАНИЕ ИЗОБРЕТЕНИЯ К ПАТЕНТУ

(21), (22) Заявка: 2004121459/02, 12.12.2002

(24) Дата начала отсчета срока действия патента:
12.12.2002(30) Конвенционный приоритет:
14.12.2001 US 10/017,879

(43) Дата публикации заявки: 10.06.2005

(45) Опубликовано: 20.02.2007 Бюл. № 5

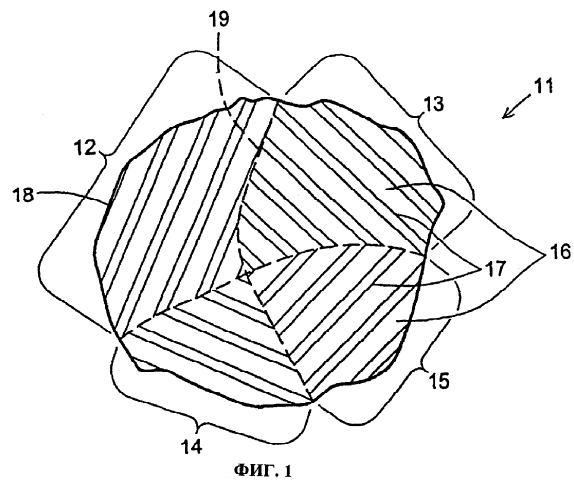
(56) Список документов, цитированных в отчете о
поиске: US 6273968 B1, 14.08.2001. US 5180450
A, 19.01.1993. RU 2152450 C1, 10.07.2000. SU
1749307 A1, 23.07.1992.(85) Дата перевода заявки РСТ на национальную фазу:
14.07.2004(86) Заявка РСТ:
US 02/40063 (12.12.2002)(87) Публикация РСТ:
WO 03/052152 (26.06.2003)Адрес для переписки:
103735, Москва, ул. Ильинка, 5/2, ООО
"Союзпатент", пат.пов. О.Ф.Ивановой(72) Автор(ы):
КУСИНСКИЙ Гжегож Й. (US),
ПОЛЛАК Дейвид (US),
ТОМАС Гарет (US)(73) Патентообладатель(и):
ММФИкс ТЕКНОЛОДЖИЗ КОРПОРЕЙШН (US)

(54) НАНОКОМПОЗИТНЫЕ МАРТЕНСИТНЫЕ СТАЛИ

(57) Реферат:

Изобретение относится к области металлургии, а именно к углеродистым сталям с высокими рабочими характеристиками. Предложены углеродистая сталь и способ ее получения. Сталь содержит мартенсит-аустенитные зерна, при этом она имеет температуру начала мартенситного превращения, по меньшей мере, около 300 °С и диаметр мартенсит-аустенитных зерен 10 микрон или меньше, причем каждое зерно имеет микроструктуру, содержащую пластины мартенсита, чередующиеся с тонкими пленками аустенита с одинаковой ориентацией в пределах указанного зерна, ограниченного аустенитной оболочкой. Способ включает формирование состава стали с температурой начала мартенситного превращения, по меньшей мере, около 300°С, нагрев указанной стали с сформированным составом до температуры,

достаточной для перехода в однородную аустенитную фазу и перевода в раствор всех легирующих элементов, обработку однородной аустенитной фазы, при этом температура аустенитной фазы выше температуры рекристаллизации аустенита для получения размера зерна приблизительно 10 микрон или меньше и охлаждение аустенитной фазы в области фазового превращения мартенсита для преобразования в сплавленные мартенсит-аустенитные зерна с диаметром приблизительно 10 микрон или меньше и микроструктурой, содержащей пластины мартенсита, чередующиеся с тонкими пленками аустенита с одинаковой ориентацией в пределах указанного зерна. Технический результат - получение высокопрочной, стойкой к коррозии углеродистой стали с повышенной стабильностью аустенита. 2 н. и 8 з.п. ф-лы, 2 ил.





FEDERAL SERVICE
FOR INTELLECTUAL PROPERTY,
PATENTS AND TRADEMARKS

(51) Int. Cl.

C21D 8/00 (2006.01)**C22C 38/40** (2006.01)**C22C 38/58** (2006.01)**(12) ABSTRACT OF INVENTION**(21), (22) Application: **2004121459/02, 12.12.2002**(24) Effective date for property rights: **12.12.2002**(30) Priority:
14.12.2001 US 10/017,879(43) Application published: **10.06.2005**(45) Date of publication: **20.02.2007 Bull. 5**(85) Commencement of national phase: **14.07.2004**(86) PCT application:
US 02/40063 (12.12.2002)(87) PCT publication:
WO 03/052152 (26.06.2003)Mail address:
**103735, Moskva, ul. Il'inka, 5/2, OOO
"Sojuzpatent", pat.pov. O.F.Ivanovoj**(72) Inventor(s):
**KUSINSKIJ Gzhegozh J. (US),
POLLAK Dejvid (US),
TOMAS Gareth (US)**(73) Proprietor(s):
MMFIks TEKNOLODZhIZ KORPOREJShN (US)**(54) NANOCOMPOSITE MARTENSITE STEELS**

(57) Abstract:

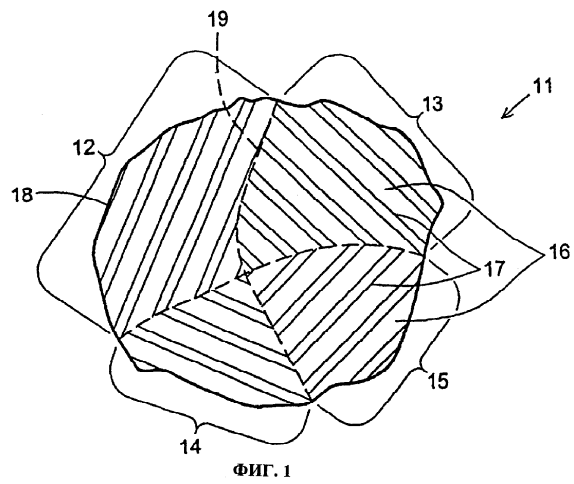
FIELD: metallurgy industry; production of the high-performance carbon steels.

SUBSTANCE: the invention is pertaining to the field of metallurgy industry, in particular, to production of the high-performance carbon steels. The invention presents the carbon steel and the method of its production. The carbon steel contains the martensite-austenitic grains, the temperature of the beginning of the martensite transformation at least at about 300 °C and the diameter of the martensite-austenitic grains of 10 microns or less, at that each grain has the microstructure containing the martensite laminas alternating with the thin austenitic films with the similar orientation within the limits of the indicated grain limited by then austenitic shell. The method includes: formation of the steel composition with temperature of the beginning of the martensite transformation at least about nearby 300 °C; heating of the indicated steel to the temperature sufficient for its transform into the uniform austenitic phase and transfer of all the alloying components into the soluble state;

treatment of the uniform austenitic phase; at that the temperature of the austenitic phase is higher than the temperature of recrystallization of the austenite for production of the size of the grain approximately of 10 micron or less; refrigeration of the uniform austenitic phase in the field of the phase of the martensite transformation for production of the martensite-austenitic grains of approximately 10 microns or less; refrigeration of the austenitic phase in the field of the phase transformation of the martensite for transition into the fusion-spliced martensite-austenitic grains with the diameter approximately of 10 or less with the microstructure containing the laminas of martensite alternating with the thin films of the austenite with the similar orientation within the limits of the indicated grin. The technical result of the invention is production the high-strength corrosion-resistant carbon steel with the heightened stability of austenite.

EFFECT: the invention ensures production the high-strength corrosion-resistant carbon steel with the heightened stability of austenite.

10 cl, 2 dwg



Область техники, к которой относится изобретение

Настоящее изобретение относится к области стальных сплавов, в частности к сплавам, обладающим высокой прочностью, вязкостью, стойкостью к коррозии и возможностью

5 формирования микроструктур, которые обеспечивают получение стали с определенными физическими и химическими свойствами.

Уровень техники

10 Стальные сплавы, обладающие высокой прочностью и вязкостью, а также способностью к холодному деформированию, микроструктуры которых представляют собой композиты мартенситной и аустенитной фаз, описаны в следующих американских патентах, каждый из которых приведен здесь полностью в качестве ссылки:

4170497 (Gareth Thomas and Bangaru V.N. Rao), выданном 9 октября 1979 г. по заявке, поданной 24 августа 1977 г.

15 4170499 (Gareth Thomas and Bangam V.N. Rao), выданном 9 октября 1979 г. по заявке, поданной 14 сентября 1978 г., как частичное продолжение вышеуказанной заявки, поданной 24 августа 1977 г.

4619714 (Gareth Thomas, Jae-Hwan Aim, and Nack-Joon Kim), выданном 28 октября 1986 г. по заявке, поданной 29 ноября 1984 г., как частичное продолжение заявки, поданной 6 августа 1984 г.

20 4671827 (Gareth Thomas, Nack J. Kim, and Ramamoorthy Ramesh), выданном 9 июня 1987 г. по заявке, поданной 11 октября 1985 г.

6273968 B1 (Gareth Thomas), выданном 14 августа 2001 г. по заявке, поданной 28 марта 2000 г.

25 Микроструктура играет ключевую роль в установлении свойств конкретного стального сплава, и, таким образом такие свойства сплава, как прочность и вязкость, зависят не только от выбора легирующих элементов и их количественного состава, но также от кристаллических фаз, присутствующих в структуре. От сплавов, предназначенных для использования в определенных условиях, требуются повышенная прочность и вязкость и, в общем, обеспечение совокупности свойств, которые часто входят в конфликт друг с другом, поскольку некоторые легирующие элементы, способствующие одному свойству, могут отрицательно влиять на другое.

30 Сплавы, описанные в приведенных выше патентах, представляют собой углеродистые стальные сплавы, которые имеют микроструктуру, состоящую из пластин мартенсита, чередующихся с тонкими пленками аустенита. В некоторых случаях в фазе мартенсита распределены мелкие гранулы карбидов, образующихся при самоотпуске. Структура, в которой пластины одной фазы разделены тонкими пленками другой, называется здесь "смещенной решетчатой" структурой, которая формируется вначале путем нагрева сплава до диапазона температур фазового превращения аустенита, с последующим охлаждением сплава ниже температуры M_s начала формирования мартенсита, которая представляет собой температуру, при которой начинает формироваться фаза мартенсита, в диапазоне температур, при которых аустенит преобразуется в массу, состоящую из пластин мартенсита, разделенных тонкими пленками не преобразованного, стабилизированного аустенита. Это сопровождается стандартной металлургической обработкой, такой как разливка, тепловая обработка, прокатка и ковка, для получения требуемой формы

40 продукта и для рафинирования структуры из чередующихся пластин и тонкой пленки. Такая микроструктура является предпочтительной по сравнению с альтернативной двойниковой мартенситной структурой, поскольку решетчатая структура имеет более высокую вязкость. В патентах также описано, что избыточный углерод в областях пакетов в процессе охлаждения выпадает в осадок с формированием цементита (карбида железа, Fe_3C) в результате явления, известного как "самоотпуск".

45 50

Наиболее близким техническим решением по совокупности существенных признаков и достигаемому результату заявленным углеродистому стальному сплаву и способу получения углеродистого стального сплава является патент US 6273968, C 22 C 38/18.

Известный углеродистый стальной сплав содержит мартенсит-аустенитные зерна с микроструктурой, состоящей из пластин мартенсита, чередующегося с тонкими пленками аустенита.

В вышеприведенном патенте описан способ получения известного углеродистого
5 стального сплава, включающий формирование состава углеродистого стального сплава, нагрев указанного сплава с заданным составом до температуры, достаточной для его перехода в однородную аустенитную фазу и перевода в раствор всех легирующих элементов, охлаждение аустенитной фазы для преобразования в сплавленные мартенсит-аустенитные зерна.

10 В патенте '968 описано, что самоотпуск можно предотвратить путем ограничения выбора легирующих элементов так, что значение M_s начальной температуры мартенсита, которая представляет собой температуру, при которой начинается формироваться мартенситная фаза, составляет 350°C или выше. В некоторых сплавах образующиеся в результате самоотпуска карбиды повышают вязкость стали, в то время как в других сплавах карбиды
15 ограничивают вязкость.

Смещенная структура пакетов позволяет получить высокопрочную сталь, которая обладает одновременно вязкостью и ковкостью, свойствами, которые необходимы для сопротивления распространению трещин и для обеспечения достаточной способности к деформированию для производства технических элементов из стали. Благодаря
20 контролированию фазы мартенсита обеспечивается формирование скорее смещенной пакетной, а не двойникованной структуры, что представляет собой одно из наиболее эффективных средств обеспечения необходимого уровня прочности и вязкости, в то время как тонкие пленки остающегося аустенита способствуют таким качествам, как ковкость и формуемость. Получение такой смещенной решетчатой микроструктуры вместо менее
25 предпочтительной двойниковой структуры обеспечивается путем тщательного выбора состава сплава, что, в свою очередь, влияет на значение M_s .

Стабильность аустенита в смещенной решетчатой микроструктуре представляет собой фактор, определяющий возможность поддержания вязкости сплава, в частности, когда сплав подвергается жестким механическим воздействиям и воздействиям окружающей
30 среды. В определенных условиях аустенит является нестабильным при температурах выше приблизительно 300°C и проявляет тенденцию трансформации в осадки карбидов, что делает сплав относительно хрупким и менее стойким к механическим нагрузкам. Такая нестабильность аустенита представляет собой одну из проблем, решаемых с помощью
настоящего изобретения.

35 Сущность изобретения

В основу изобретения положена задача разработки углеродистого стального сплава с повышенной стабильностью аустенита, а также создания способа получения высокопрочного, стойкого к коррозии, вязкого углеродистого стального сплава.

Поставленная задача решается тем, что углеродистый стальной сплав, содержащий
40 мартенсит-аустенитные зерна, согласно изобретению имеет температуру начала мартенситного превращения, по меньшей мере, около 300°C, и диаметр мартенсит-аустенитных зерен составляет 10 микрон или меньше, причем каждое зерно имеет микроструктуру, содержащую пластины мартенсита, чередующиеся с тонкими пленками аустенита с одинаковой ориентацией в пределах указанного зерна, ограниченного
45 аустенитной оболочкой. В заявленном сплаве температура начала мартенситного превращения составляет, по меньшей мере, приблизительно 350°C. При этом содержание углерода в заявленном сплаве составляет максимум 0,35 мас.%. Предпочтительно диаметр мартенсит-аустенитных зерен составляет от 1 микрона до 10 микрон. Сплав дополнительно
50 содержит от приблизительно 1 мас.% до приблизительно 6 мас.% элемента, выбранного из группы, состоящей из никеля и марганца. Заявленный сплав содержит от приблизительно 0,05 мас.% до приблизительно 0,33 мас.% углерода, от приблизительно 0,5 мас.% до приблизительно 12 мас.% хрома, от приблизительно 0,25 мас.% до приблизительно 5 мас.% никеля, от приблизительно 0,26 мас.% до приблизительно 6 мас.% марганца и

меньше 1 мас.% кремния.

Было определено, что зерна углеродистого стального сплава, имеющие смещенную решетчатую микроструктуру, описанную выше, проявляют тенденцию формирования множества областей в пределах структуры одного зерна, которые имеют разную

5 ориентацию аустенитных пленок. При возникновении напряжений трансформации, которые сопровождают формирование смещенной решетчатой структуры, различные области структуры кристалла аустенита подвержены сдвигу в различных плоскостях

10 гранецентрированной кубической структуры (гцк), которая является характерной для аустенита. Не основываясь на этом пояснении такого явления, авторы настоящего

15 изобретения считают, что в результате сдвига в различных направлениях через зерно формируется мартенситная фаза, имеющая области, в которых пленки аустенита расположены под одинаковым углом в пределах каждой области, но под различными

20 углами между соседними областями. Благодаря такой структуре кристалла аустенита в результате может образоваться до четырех областей, в каждой из которых пленки аустенита расположены под разными углами. Из-за наличия такой совокупности областей образуются кристаллические структуры, в которых аустенитные пленки обладают

25 ограниченной стабильностью. Следует отметить, что сами зерна заключены в аустенитные оболочки по границам зерен, в то время как области внутри зерен с различной ориентацией аустенитных пленок не заключены в аустенитную оболочку.

30 Кроме того, было определено, что мартенсит-аустенитные зерна со смещенной решетчатой структурой с аустенитными пленками, имеющими одинаковую ориентацию, могут быть получены путем ограничения размера зерна до десяти микрон или меньше и что сплавы углеродистой стали с зернами, в соответствии с настоящим описанием, имеют

35 большую стабильность при воздействии высоких температур и механических напряжений. Поэтому настоящее изобретение направлено на углеродистые стальные сплавы, содержащие зерна со смещенными решетчатыми микроструктурами, причем каждое зерно имеет единую ориентацию аустенитных пленок, то есть каждое зерно представляет собой

40 один вариант смещенной решетчатой микроструктуры.

Поставленная задача решается также тем, что способ получения высокопрочного, стойкого к коррозии, вязкого углеродистого стального сплава согласно изобретению

30 включает формирование состава углеродистого стального сплава с температурой начала мартенситного превращения, по меньшей мере, около 300°C, нагрев указанного сплава с сформированным составом до температуры, достаточной для перехода указанного сплава в

35 однородную аустенитную фазу, и перевода в раствор всех легирующих элементов, обработку однородной аустенитной фазы, при этом температура аустенитной фазы выше температуры рекристаллизации аустенита для получения размера зерна приблизительно

40 10 микрон или меньше и охлаждение аустенитной фазы в области фазового превращения мартенсита для преобразования в сплавленные мартенсит-аустенитные зерна с диаметром приблизительно 10 микрон или меньше и микроструктурой, содержащей пластины

45 мартенсита, чередующиеся с тонкими пленками аустенита с одинаковой ориентацией в пределах указанного зерна.

Рекомендуется нагрев углеродистого стального сплава указанного состава осуществлять до температуры в диапазоне от приблизительно 1050°C до приблизительно 1200°C и дополнительно осуществлять охлаждение однородной аустенитной фазы после

45 выполнения нагрева до промежуточной температуры в пределах диапазона от приблизительно 900°C до приблизительно 950°C, при этом обработка включает управляемую ковку или прокатку, причем, по меньшей мере, часть прокатки проводят при

50 промежуточной температуре. При обработке получают размер зерна в диаметре от 1 микрона до 10 микрон.

Вышеописанный способ обеспечивает получение таких микроструктур путем выдержки под воздействием тепла (аустенизации) состава сплава до температуры, при которой железо полностью переходит в аустенитную фазу, и все легирующие элементы переходят в раствор с последующей деформацией аустенитной фазы и с поддержанием этой фазы при

температуре, несколько превышающей температуру аустенитной рекристаллизации, для формирования небольших зерен диаметром 10 микрон или меньше. После этого проводят быстрое охлаждение аустенитной фазы до температуры начала образования мартенсита и через область фазового превращения мартенсита, для преобразования части аустенита в мартенситную фазу со смещенной решетчатой структурой. Последнее охлаждение, предпочтительно, выполняют с достаточно высокой скоростью для предотвращения образования бейнита и перлита и формирования каких-либо осадков вдоль границ между фазами. Получаемая в результате микроструктура состоит из отдельных зерен, связанных оболочками аустенита, причем каждое зерно имеет один вариант ориентации смещенной решетчатой структуры в отличие от многовариантной ориентации, которая ограничивает стабильность аустенита. Составы сплава, пригодные для использования в настоящем изобретении, позволяют формировать смещенную решетчатую структуру при обработке такого типа. Эти составы содержат легирующие элементы на уровне, выбранном для получения температуры M_s начала мартенситного превращения, равной, по меньшей мере, приблизительно 300°C и, предпочтительно, по меньшей мере, приблизительно 350°C.

Краткое описание чертежей

На фиг.1 показан эскиз, представляющий микроструктуру сплавов известного уровня техники.

На фиг.2 показан эскиз, представляющий микроструктуру сплавов в соответствии с настоящим изобретением.

Подробное описание изобретения

Для обеспечения возможности формирования смещенной решетчатой микроструктуры состав сплава должен иметь значение M_s , составляющее приблизительно 300°C или выше и, предпочтительно, 350°C или выше. Хотя все легирующие элементы, в общем, влияют на значение M_s , наибольшее влияние на M_s оказывает углерод, и ограничение значения M_s до требуемого диапазона легко обеспечивается путем ограничения содержания углерода сплава в пределах максимальной величины 0,35 мас.%. В предпочтительных вариантах выполнения настоящего изобретения содержание углерода находится в диапазоне от приблизительно 0,03% до приблизительно 0,35%, и в более предпочтительных вариантах выполнения этот диапазон составляет от приблизительно 0,05% до приблизительно 0,33%, все проценты приведены по массе.

Кроме того, предпочтительно выбирать такой состав сплава, чтобы исключить формирование феррита во время первоначального охлаждения сплава из аустенитной фазы, то есть предотвратить формирование зерен феррита перед последующим охлаждением аустенита для формирования смещенной решетчатой микроструктуры. Кроме того, предпочтительно включать в состав один или несколько легирующих элементов из группы, стабилизирующей аустенитную фазу, состоящей из углерода (возможно уже включенного в состав, как указано выше), азота, марганца, никеля, меди и цинка. В частности, в качестве элементов, стабилизирующих аустенитную фазу, предпочтительно использовать марганец и никель. При наличии никеля его концентрация, предпочтительно, находится в диапазоне от приблизительно 0,25% до приблизительно 5%, и когда присутствует марганец, его концентрация, предпочтительно, находится в диапазоне от приблизительно 0,25% до приблизительно 6%. Хром также включен в состав во многих вариантах выполнения изобретения, и когда он присутствует, его концентрация, предпочтительно, составляет от приблизительно 0,5% до приблизительно 12%. И снова все указанные значения концентрации приведены по массе. Присутствие и уровень каждого легирующего элемента могут влиять на начальную температуру мартенсита сплава, как указано выше, причем используемые на практике сплавы в соответствии с настоящим изобретением представляют собой сплавы, имеющие температуру начала мартенсита, равную, по меньшей мере, приблизительно 350°C. В соответствии с этим выбор легирующих элементов и их количества следует проводить с учетом этих ограничений. Наибольшим влиянием на температуру начала мартенсита обладает легирующий элемент - углерод, и ограничение содержания углерода до максимальной величины 0,35%,

в общем, обеспечивает начальную температуру мартенситного превращения в пределах требуемого диапазона. Другие легирующие элементы, такие как молибден, титан, ниобий и алюминий, также могут присутствовать в количествах, достаточных для выполнения функции центров нуклиации при формировании мелких зерен, с достаточно малой

5 концентрацией, при которой их наличие не влияет на свойства конечного сплава.

Предпочтительные сплавы в соответствии с настоящим изобретением также, по существу, не содержат карбиды. Термин "по существу не содержит карбиды" используют здесь для указания того, что, если некоторое количество карбидов в действительности присутствует, распределение и количество осадков будет таким, что карбиды не

10 оказывают значительное влияние на рабочие характеристики, и, в частности, на характеристики коррозионной стойкости конечного сплава. Когда карбиды присутствуют, они находятся в форме осадков, внедренных в структуру кристалла, и их отрицательное влияние на рабочие характеристики сплава будет минимальным, если размер осадков в диаметре будет меньше 500Å. Исключение осадков, расположенных вдоль границ фаз,

15 является в особенности предпочтительным.

Как указано выше, мартенситно-аустенитные зерна с одним вариантом ориентации смещенной решетчатой микроструктуры, то есть с одной ориентацией пластин мартенсита и пленок аустенита в каждом зерне, получают путем уменьшения размера зерна до десяти микрон или меньше. Предпочтительно размер зерна находится в диапазоне от

20 приблизительно 1 микрона до приблизительно 10 микрон, и наиболее предпочтительно, от приблизительно 5 микрон до приблизительно 9 микрон.

Хотя настоящее изобретение распространяется на сплавы, имеющие микроструктуру, описанную выше, независимо от конкретных этапов металлургической обработки, используемых для получения такой микроструктуры, определенные процедуры обработки

25 являются предпочтительными. Эти предпочтительные процедуры начинаются с объединения соответствующих компонентов, необходимых для формирования сплава требуемого состава, затем выполняют гомогенизацию ("выдержку") состава в течение достаточного периода времени и при достаточной температуре для получения однородной аустенитной структуры, в которой все элементы и компоненты находятся в твердом

30 растворе. Температура при этом должна быть выше температуры рекристаллизации аустенита, которая может изменяться в зависимости от состава сплава, но ее значение, в общем, будет очевидно для специалистов в данной области техники. В большинстве случаев наилучшие результаты будут получены при выдержке при температуре в диапазоне от 1050°C до 1200°C. Прокатку, ковку или обе эти операции выполняют, в

35 случае необходимости, при работе со сплавом при этой температуре.

После завершения гомогенизации сплав подвергают комбинированной обработке, состоящей в охлаждении и рафинировании зерен для получения требуемого размера зерна, который составляет, как указано выше, десять микрон или меньше, причем более предпочтительны более узкие диапазоны. Рафинирование зерна может быть проведено с

40 использованием определенных этапов, но окончательное рафинирование зерна обычно проводят при промежуточной температуре, которая выше, но близка к температуре рекристаллизации аустенита. В таком предпочтительном способе сплав вначале прокатывают (то есть подвергают динамической рекристаллизации) при температуре гомогенизации, затем охлаждают до промежуточной температуры и вновь подвергают

45 прокатке для дальнейшей динамической рекристаллизации. Для сплавов углеродистой стали в соответствии с настоящим изобретением, в общем, такая промежуточная температура находится между температурой рекристаллизации аустенита и температурой, которая приблизительно на 50 градусов выше, чем температура рекристаллизации аустенита. Для предпочтительных составов сплавов, приведенных выше, температура

50 рекристаллизации аустенита составляет приблизительно 900°C, и, поэтому температура, до которой охлаждают сплав на этом этапе, предпочтительно, представляет собой температуру, находящуюся в диапазоне от приблизительно 900° до приблизительно 950°C, и наиболее предпочтительно, температуру в диапазоне от приблизительно 900° до

приблизительно 925°C. Динамическую рекристаллизацию выполняют с использованием обычных средств, таких как управляемая прокатка, ковка, или используют обе эти обработки. Коэффициент вытяжки при прокатке составляет до 10% или больше, и во многих случаях коэффициент вытяжки составляет от приблизительно 30% до

5 приблизительно 60%.

После получения требуемого размера зерна сплав быстро закаливает путем охлаждения от температуры выше температуры рекристаллизации аустенита до значения M_s и через диапазон фазового превращения мартенсита для преобразования кристаллов аустенита в смещенную массу решетчатой микроструктуры. Получаемые массы имеют

10 приблизительно такой же малый размер, как и зерна аустенита, получаемые на этапах прокатки, но в этих зернах единственный оставшийся аустенит представлен в виде тонких пленок в оболочке, окружающей каждое зерно. Как указано выше, малый размер зерна обеспечивает то, что в зерне представлен только один вариант ориентации тонких аустенитных пленок.

15 В качестве альтернативы динамической рекристаллизации рафинирование зерна может быть выполнено путем двойной тепловой обработки, при которой требуемые размеры зерна получают только с помощью тепловой обработки. В этом альтернативном варианте сплав закаливает, как описано в предыдущем абзаце, затем повторно нагревают до температуры, близкой к температуре рекристаллизации аустенита или несколько ниже,

20 затем снова закаливает для получения или для возврата к смещенной решетчатой микроструктуре. Температура повторного нагрева, предпочтительно, находится в пределах приблизительно 50 градусов Цельсия от температуры рекристаллизации аустенита, например, приблизительно 870°C.

В предпочтительных вариантах выполнения настоящего изобретения этап закалывания

25 в каждом из процессов, описанных выше, выполняют с достаточно высокой скоростью охлаждения для предотвращения формирования осадков карбидов, таких как бейнит и перлит, а также осадков нитридов и карбонитридов в зависимости от состава сплава и также для исключения формирования каких-либо осадков вдоль границ фаз. Термины "межфазное осаждение" и "межфазные осадки" используют здесь для обозначения осадков

30 вдоль границ фаз, и они относятся к формированию незначительных осадков соединений в местах между фазами мартенсита и аустенита, то есть между плотинами и тонкими пленками, разделяющими решетки. Термин "межфазные осадки" не относится к самим аустенитным пленкам. Формирование всех этих осадков различных типов, включая бейниты, перлиты, нитриды и карбонитридные осадки, а также межфазные осадки, в

35 общем, называется здесь "самоотпуском".

Минимальные значения скорости охлаждения, требуемые для предотвращения самоотпуска, можно получить из диаграммы преобразования-температуры-времени для сплава. По вертикальной оси диаграммы представлена температура, и по горизонтальной

40 оси представлено время, и кривые на схеме обозначают области существования каждой фазы по отдельности или в комбинации с другой фазой (фазами). Типичная диаграмма такого типа представлена в американском патенте №6273968 B1, автора Thomas, ссылка на который приведена выше. На таких схемах минимальная скорость охлаждения представлена диагональной линией снижения температуры в зависимости от времени, которая примыкает в левой стороне С-образной кривой. Область справа от кривой

45 показывает наличие карбидов, и приемлемые скорости охлаждения поэтому представлены линиями, которые остаются слева от этой кривой, самая медленная из которых имеет наименьший наклон и примыкает к кривой.

В зависимости от состава сплава скорость охлаждения, достаточно большая для удовлетворения этого требования, может иметь такое значение, для которого требуется

50 охлаждение водой, или скорость, которая может быть получена при охлаждении воздухом. В общем, если уровни определенных легирующих элементов в составе сплава, которые можно охлаждать воздухом с обеспечением достаточно высокой скорости охлаждения, снижаются, необходимо повышать уровни других легирующих элементов для поддержания

возможности охлаждения воздухом. Например, снижение содержания одного или нескольких таких легирующих элементов, как углерод, хром или кремний, может быть компенсировано повышением уровня содержания такого элемента, как марганец. Однако при любых регулировках отдельных легирующих элементов конечный состав сплава должен иметь значение M_s , превышающее приблизительно 300°C, и предпочтительно, превышающее приблизительно 350°C.

Процедуры и условия обработки, описанные в американских патентах, ссылки на которые приведены выше, можно использовать при практической реализации настоящего изобретения для таких этапов, как нагрев состава сплава до аустенитной фазы, охлаждение сплава с управляемой прокаткой или ковкой для получения требуемого утончения и размера зерна и закаливание аустенитных зерен с прохождением через область фазового превращения мартенсита для получения смещенной решетчатой структуры. Эти процедуры включают разлив, тепловую обработку и горячую обработку сплавов, такую как ковка или прокатка, окончательную обработку при управлении температурой для получения оптимального рафинирования зерна. С помощью управляемой прокатки выполняют различные функции, включая улучшение диффузии легирующих элементов для формирования однородной аустенитной кристаллической фазы и накопление энергии деформации в зернах. На этапах способа закаливания с помощью управляемой прокатки задают направление вновь формируемой мартенситной фазы в виде в компоновке смещенной решетки мартенситных пластин, разделенных тонкими пленками оставшегося аустенита. Коэффициент вытяжки при прокатке может изменяться, и его значение будет очевидным для специалистов в данной области техники. Закаливание, предпочтительно, выполняют достаточно быстро для исключения осадков бейнита, пералита и межфазных осадков. В мартенсит-аустенитных кристаллах со смещенной решеткой остаточные аустенитные пленки будут составлять от приблизительно 0,5% до приблизительно 15% объема микроструктуры, предпочтительно, от приблизительно 3% до приблизительно 10%, и наиболее предпочтительно, максимум приблизительно 5%.

При сравнении фиг.1 и 2 можно видеть различие между настоящим изобретением и известным уровнем техники. На фиг.1 представлен известный уровень техники, изображающий одно зерно 11 со смещенной решетчатой структурой. Зерно содержит четыре внутренних области 12, 13, 14, 15, каждая из которых состоит из смещенных пластин 16 мартенсита, разделенных тонкими пленками 17 аустенита, причем аустенитные пленки в каждой области имеют другую ориентацию (то есть представляют собой другой вариант), чем в остальных областях. Соседние области, таким образом, содержат разрывы смещенной решетчатой микроструктуры. Снаружи зерна расположена оболочка 18 из аустенита, в то время как границы 19 между областями (обозначенные пунктирными линиями) не заняты какой-либо отдельной кристаллической структурой осадков, но просто указывают, где заканчивается один вариант и начинается другой.

На фиг.2 представлено два зерна 21, 22 в соответствии с настоящим изобретением, причем каждое зерно состоит из смещенных пластин 23 мартенсита, разделенных тонкими пленками 24 из аустенита, с внешней оболочкой 25 из аустенита, и имеет только один вариант ориентации пленок аустенита. Вариант ориентации пленок аустенита одного зерна 21 отличается от ориентации пленок другого зерна 22, но в каждом зерне представлен только один вариант ориентации пленок.

Приведенное выше описание прежде всего предназначено для иллюстрации. Другие модификации и варианты различных параметров состава сплава, а также процессов и условий обработки могут быть выполнены так, что они будут включать принципы и новые концепции настоящего изобретения. Они очевидны для специалистов в данной области техники и входят в объем настоящего изобретения.

Формула изобретения

1. Углеродистая сталь, содержащая мартенсит-аустенитные зерна, отличающаяся тем, что она имеет температуру начала мартенситного превращения, по меньшей мере, около

300°C и диаметр мартенсит-аустенитных зерен 10 мкм или меньше, причем каждое зерно имеет микроструктуру, содержащую пластины мартенсита, чередующиеся с тонкими пленками аустенита с одинаковой ориентацией в пределах указанного зерна, ограниченного аустенитной оболочкой.

5 2. Сталь по п.1, отличающаяся тем, что температура начала мартенситного превращения составляет, по меньшей мере, около 350°C.

3. Сталь по п.1, отличающаяся тем, что содержание углерода составляет максимум 0,35 мас. %.

10 4. Сталь по п.1, отличающаяся тем, что диаметр мартенсит-аустенитных зерен составляет 1 - 10 мкм.

5. Сталь по п.1, отличающаяся тем, что она дополнительно содержит приблизительно 1 - 6 мас. % элемента, выбранного из группы, состоящей из никеля и марганца.

15 6. Сталь по п.1, отличающаяся тем, что она содержит приблизительно 0,05 - 0,33 мас. % углерода, приблизительно 0,5 - 12 мас. % хрома, приблизительно 0,25 - 5 мас. % никеля, приблизительно 0,26 - 6 мас. % марганца и меньше 1 мас. % кремния.

7. Способ получения высокопрочной, стойкой к коррозии углеродистой стали, включающий формирование состава стали с температурой начала мартенситного превращения, по меньшей мере, около 300°C, нагрев указанной стали со сформированным составом до температуры, достаточной для перехода в однородную аустенитную фазу и перевода в раствор всех легирующих элементов, обработку однородной аустенитной фазы, при этом температура аустенитной фазы выше температуры рекристаллизации аустенита для получения размера зерна приблизительно 10 мкм или меньше и охлаждение аустенитной фазы в области фазового превращения мартенсита для преобразования в сплавленные мартенсит-аустенитные зерна с диаметром приблизительно 10 мкм или меньше и микроструктурой, содержащей пластины мартенсита, чередующиеся с тонкими пленками аустенита с одинаковой ориентацией в пределах указанного зерна.

25 8. Способ по п.7, отличающийся тем, что нагрев углеродистой стали указанного состава осуществляют до температуры в диапазоне приблизительно 1050 - 1200°C и дополнительно осуществляют охлаждение однородной аустенитной фазы после нагрева до 30 промежуточной температуры в пределах диапазона приблизительно 900 - 950°C, при этом обработка включает управляемую ковку или прокатку, причем, по меньшей мере, часть прокатки проводят при промежуточной температуре.

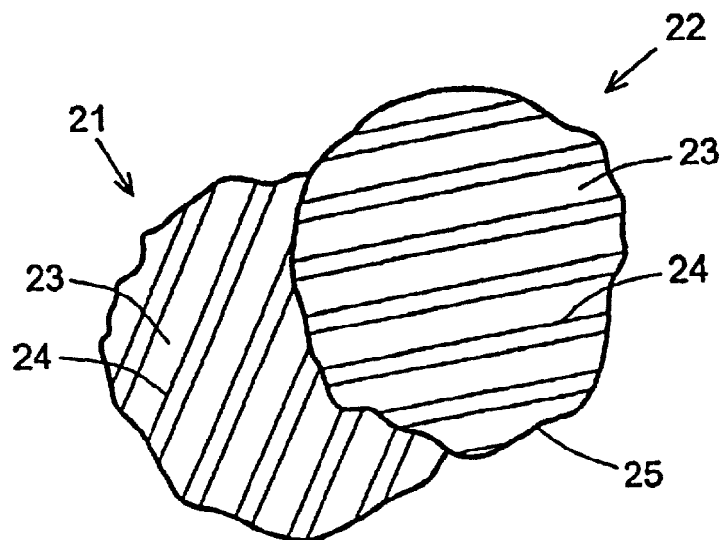
9. Способ по п.7, отличающийся тем, что при обработке получают размер зерна в диаметре 1 - 10 микрон.

35 10. Способ по п.7, отличающийся тем, что углеродистая сталь содержит приблизительно 0,05 - 0,33 мас. % углерода, приблизительно 0,5 - 12 мас. % хрома, приблизительно 0,25 - 5 мас. % никеля, приблизительно 0,26 - 6 мас. % марганца и меньше 1 мас. % кремния.

40

45

50



ФИГ. 2