



УКРАЇНА

(19) UA

(11) 44745

(13) C2

(51) 6 C21D8/02, C21D8/10, C22C38/12,  
C22C38/14МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ  
І НАУКИ УКРАЇНИДЕРЖАВНИЙ ДЕПАРТАМЕНТ  
ІНТЕЛЕКТУАЛЬНОЇ  
ВЛАСНОСТІОПИС  
ДО ПАТЕНТУ НА ВИНАХІД

(54) ДВОФАЗНА ВИСОКОМІЦНА ЛИСТОВА СТАЛЬ (ВАРІАНТИ) І СПОСІБ ЇЇ ОДЕРЖАННЯ

1

2

(21) 97062660

(22) 01.12.1995

(24) 15.03.2002

(46) 15.03.2002, Бюл. № 3, 2002 р.

(86) PCT/US95/15726, 01.12.1995

(31) 08/349,860

(32) 06.12.1994

(33) US

(72) Куджеюн, US, Хемраджані Рамеш, US

(73) ЕКСКСОН РІСЕРЧ ЕНД ЕНДЖІНІРІНГ КОМ-  
ПАНІ, US

(56) US, A, 4,273,838, 16.06.1981.

JP, A, 60,177,128, 11.09.1985.

JP, A, 57,134,518, 19.08.1982.

(57) 1. Двухфазная высокопрочная листовая сталь, имеющая ферритную фазу, **отличающаяся** тем, что обладает хорошей свариваемостью, имеет предел прочности при растяжении после деформации на 1-3 % по меньшей мере около 758 МПа (110 ksi) и содержит ферритную фазу и около 40-80 об.% мартенсит/бейнитной фазы, в которой объемная доля бейнита не превышает 50 %, причём ферритная фаза включает частицы карбида или карбонитрида ванадия, ниобия или молибдена и их смесей диаметром не более 50 ангстрем по п.1, **отличающаяся** тем, что она имеет однородную микроструктуру по всей толщине стального листа, толщина которого достигает по меньшей мере 15 мм.

3. Сталь по п.1, **отличающаяся** тем, что мартенсит/бейнитная фаза содержит остаточные плёнки аустенита толщиной <500 ангстрем.

4. Сталь по п. 3, **отличающаяся** тем, что сталь содержит дополнительные частицы карбида или карбонитрида ванадия, ниобия или молибдена в результате воздействия на нее нагрева в термических циклах сварки.

5. Сталь по п. 4, **отличающаяся** тем, что нагрев в термических циклах сварки для образования дополнительных частиц карбида или осажденного карбонитрида ванадия, ниобия или молибдена достигается посредством подачи тепла для сварки в пределах примерно от 1 до 5 кДж/мм.

6. Двухфазная высокопрочная листовая сталь, имеющая ферритную фазу, **отличающаяся** тем, что обладает хорошей свариваемостью и содержит после ее сварки основной металл, а в области сварного соединения зону термического влияния

(ЗТВ), прочность которой составляет не менее примерно 95 % прочности основного металла, имеющего предел прочности при растяжении после деформации на 1-3 % по меньшей мере 758 МПа (110 ksi) и содержащего ферритную фазу и около 40-80 об. % мартенсит/бейнитной фазы, в которой содержание бейнита не превышает 50 об. %, причем ферритная фаза включает частицы ванадия, ниобия или молибдена или их смесей размером не более 50 ангстрем.

7. Сварная сталь по п. 6, **отличающаяся** тем, что прочность ЗТВ составляет не менее 98 % прочности основного металла.

8. Сталь по п. 6, **отличающаяся** тем, что она имеет химический состав (мас.%):

C...	0,05-0,12	Mo...	0,2-0,8
Si...	0,01-0,50	Ti...	0,015-0,03
Mn...	0,4-2,0	Al...	0,01-0,03
Nb...	0,03-0,12	V...	0,05-0,15
Fe...	остальное		
Pcm...	не более 0,24.		

9. Сталь по п.8, **отличающаяся** тем, что сумма концентраций ниобия и ванадия составляет не менее 0,1 %.

10. Сталь по п.8, **отличающаяся** тем, что она содержит 0,3-1,0 % хрома.

11. Способ получения двухфазной высокопрочной листовой стали, включающий нагрев стальной заготовки, прокатку заготовки с получением листа, последующую прокатку листа и его охлаждение, **отличающийся** тем, что для получения высокопрочной стали с хорошей свариваемостью и с пределом прочности при растяжении после деформации на 1-3 % по меньшей мере 689 МПа (100 ksi), обработке подвергают заготовку стали, которую: а) нагревают до температуры, достаточной для растворения по существу всех карбонитридов ванадия и карбонитридов ниобия, б) прокатывают в лист по меньшей мере за один проход для первого обжатия в температурном диапазоне, в котором происходит рекристаллизация аустенита, а затем осуществляют в) прокатку листа по меньшей мере за один проход для второго обжатия в температурном диапазоне ниже температуры рекристаллизации аустенита, но выше точки превращения  $A_3$  г) охлаждение дополнительно обжатого листа до температуры между точками превращения  $A_3$  и  $A_1$  д) прокатку охлажденного

(13) C2

(11) 44745

(19) UA

листа по меньшей мере за один проход для третьего обжатия, е) охлаждение окончательно прокатанного листа водой до температуры не выше 400°C.

12. Способ по п.11, **отличающийся** тем, что температуру в операции (а) поддерживают в пределах 1150-1250°C.

13. Способ по п. 11, **отличающийся** тем, что при прокатке первое обжатие составляет около 30-70 %, второе - около 40-70 % и третье - около 15-25 %.

14. Способ по п. 11, **отличающийся** тем, что охлаждение в операции (г) проводят воздухом.

15. Способ по п. 11, **отличающийся** тем, что сталь в операции (г) охлаждают до тех пор, пока 20-60 % её объёма не перейдет в ферритную фазу.

16. Способ по п.11, **отличающийся** тем, что охлаждение в операции (е) проводят со скоростью по меньшей мере 25°C/с.

17. Способ по п.11, **отличающийся** тем, что охлаждение в операции (г) начинают от температуры >725°C, но <800°C.

18. Способ по п. 11, **отличающийся** тем, что лист выгибают в кольцеобразный или трубчатый материал.

19. Способ по п. 11, **отличающийся** тем, что кольцеобразный или трубчатый материал раздают на 1-3 %.

20. Способ по п.11, **отличающийся** тем, что сталь имеет химический состав (мас.%):

C...	0,05-0,12	Mo...	0,2-0,8
Si...	0,01-0,50	Ti...	0,015-0,03
Mn...	0,4-2,0	Al...	0,01-0,03
Nb...	0,03-0,12	V...	0,05-0,15
Fe...	остальное		
Pcm...	не более 0,24.		

21. Способ по п. 20, **отличающийся** тем, что сумма концентраций ниобия и ванадия составляет не менее 0,1 %.

22. Способ по п. 21, **отличающийся** тем, что ванадий и ниобий взяты каждый в концентрации не менее 0,04 %.

23. Способ по п. 20, **отличающийся** тем, что сталь содержит 0,3-1,0 % хрома.

Изобретение относится к высокопрочной стали и её производству. Эта сталь пригодна для строительных конструкций и может быть использована в качестве полуфабриката для трубопроводных труб. Более конкретно изобретение относится к производству двухфазной высокопрочной листовой стали, которая содержит ферритную и мартенсит/бейнитную фазы и микроструктура и механические характеристики которой по существу изотропны по всей толщине листа, а лист обладает превосходными вязкостью и свариваемостью.

Двухфазную сталь, содержащую феррит как относительно мягкую фазу и мартенсит/бейнит как относительно прочную фазу, получают отжигом при температуре между точками превращения  $A_3$  и  $A_1$  и последующим охлаждением до комнатной температуры со скоростью в пределах между скоростью охлаждения воздухом и скоростью охлаждения водой. Выбор температуры отжига зависит от химического состава стали и требуемого объёмного соотношения фаз феррита и мартенсита/бейнита.

По низкоуглеродистым и низколегированным двухфазным сталям, которые являются объектом активных исследований металлургов, имеется множество публикаций, например: материалы конференций "Fundamentals of Dual Phase Steels" ("Основы двухфазных сталей") и "Formable HSLA and Dual Phase Steelss" ("Формуемые высокопрочные низколегированные и двухфазные стали"), патенты США 4067756 и 5061325. Однако применение двухфазных сталей в основном ограничено автомобильной промышленностью, где их уникальные способности к механическому упрочнению используют для улучшения формуемости листовой автомобильной стали при обработке и штамповке.

Поэтому применение двухфазных сталей ограничено тонкими (обычно 2 - 3 мм и менее 10 мм) листами с пределами текучести и прочности при растяжении соответственно 345 - 415 МПа (50 - 60 ksi) и 485 - 620 МПа (70 - 90 ksi). Кроме того, мартенсит/бейнитная фаза обычно составляет около 10 - 40% объёма микроструктуры, а остальное - более мягкая ферритная фаза.

Известен способ получения двухфазной стали с высокой ударной вязкостью и высокой прочностью на растяжение, описанный в JP, A, 57134518. В соответствии с указанным способом лист стали, содержащий C (0,02 - 0,18%), Si (0,10 - 0,50%), Mn (1,0 - 2,5%), Al (0,005 - 0,060%) и Nb (0,01 - 0,10%), и, если необходимо, 1 или 2 элемента, выбранные из группы, состоящей из Ti (0,003 - 0,04%), Ni (< 1,0%), Mo (< 0,4%), Cu (< 0,5%), V (< 0,1%), Cr (< 0,5%), B (< 0,003%), Ca (0,002 - 0,01%) и REM (0,002 - 0,01%), с остатком содержащим неизбежные примеси  $S \leq 0,008\%$  и в основном Fe, нагревают до температуры, при которой Nb в стальном листе образует по меньшей мере 0,01%-й твердый раствор, и затем прокатывают при температуре  $\geq A_3 + 150^\circ\text{C}$  при общем обжатии по меньшей мере 50%, и потом прокатывают при температурном интервале  $< A_3 + 150^\circ\text{C}$  до  $A_3$ , при котором аустенит еще не рекристаллизовался, при общем обжатии по меньшей мере 30%, затем прокатывают при температурном интервале  $< A_3$  и  $\geq A_3 - 80^\circ\text{C}$ , соответствующем двухфазному аустениту и ферриту при общем обжатии 10%, с последующим охлаждением до температуры меньше 500°C при скорости охлаждения 2 - 20°C/сек. Однако сталь полученная известным способом не может быть использована для изготовления труб, поскольку она не обладает хорошей свариваемостью. Известная сталь также не может обеспечить достаточной прочности стального листа при сварке в

зоне термического воздействия. Поэтому в зоне термического воздействия прочность стали значительно ниже, чем ее прочность вне термического воздействия при сварке. Задачей изобретения является создание такой высокопрочной листовой двухфазной стали, которая обладает однородной микроструктурой по всей (составляющей по меньшей мере 10мм) толщине листа, а также имеет такое тонкодисперсное распределение фазовых составляющих в микроструктуре, которое позволяет расширить полезные границы объемной доли бейнита/мартенсита примерно до 75% и выше и тем самым обеспечить высокую прочность двухфазной стали в сочетании с высокой вязкостью, а также высокую свариваемость стали при сохранении прочности стали в зоне термического воздействия. Поставленная задача решается тем, что двухфазная высокопрочная листовая сталь, имеющая ферритную фазу, согласно изобретению, обладает хорошей свариваемостью, имеет предел прочности при растяжении после деформации на 1 - 3% по меньшей мере около 758МПа (110ksi) и содержит ферритную фазу и около 40 - 80об.% мартенсит/бейнитной фазы, в которой объемная доля бейнита не превышает 50%, причём ферритная фаза включает частицы карбида или карбонитрида ванадия, ниобия или молибдена и их смесей диаметром не более 50 ангстрем.

Рекомендуется, чтобы сталь имела однородную микроструктуру по всей толщине стального листа, толщина которого достигает по меньшей мере 15мм. Целесообразно, чтобы мартенсит/бейнитная фаза включала остаточные плёнки аустенита толщиной < 500 ангстрем.

Предпочтительно, чтобы сталь содержала дополнительные частицы карбида или карбонитрида ванадия, ниобия или молибдена в результате воздействия на нее нагрева в термических циклах сварки.

Возможно, чтобы нагрев в термических циклах сварки для образования дополнительных частиц карбида или осажденного карбонитрида ванадия, ниобия или молибдена достигался посредством подачи тепла для сварки в пределах примерно от 1 до 5кДж/мм. Поставленная задача решается также тем, что двухфазная высокопрочная листовая сталь, имеющая ферритную фазу, согласно изобретению, обладает хорошей свариваемостью и содержит после ее сварки основной металл, а в области сварного соединения зону термического влияния (ЗТВ), прочность которой составляет не менее примерно 95% прочности основного металла, имеющего предел прочности при растяжении после деформации на 1 - 3% по меньшей мере 758МПа (110ksi) и содержащего ферритную фазу и около 40 - 80об.% мартенсит/бейнитной фазы, в которой содержание бейнита не превышает 50об.%, причем ферритная фаза включает частицы ванадия, ниобия или молибдена или их смесей размером не более 50 ангстрем.

Рекомендуется, чтобы прочность ЗТВ составляла не менее 98% прочности основного металла.

Предпочтительно, чтобы сталь имела химический состав (мас.%):

C	0,05 - 0,12
Si	0,01 - 0,50

Mn	0,4 - 2,0
Nb	0,03 - 0,12
V	0,05 - 0,15
Mo	0,2 - 0,8
Ti	0,015 - 0,03
Al	0,01 - 0,03
Fe	остальное
P <sub>cm</sub>	не более 0,24

Здесь и далее P<sub>cm</sub> - показатель трещинообразования для низколегированной стали. Целесообразно, чтобы сумма концентраций ниобия и ванадия составляла не менее 0,1%. Предлагается, чтобы сталь содержала 0,3 - 1,0% хрома.

Задачей изобретения является также создание способа получения двухфазной высокопрочной листовой стали параметры которого позволяют обеспечить по существу однородную микроструктуру по всей (составляющей по меньшей мере 10мм) толщине листа, а также достижение такого тонкодисперсного распределения фазовых составляющих в микроструктуре, которое позволит расширить полезные границы объемной доли бейнита/мартенсита примерно до 75% и выше и тем самым обеспечить высокую прочность двухфазной стали в сочетании с высокой вязкостью и высокую свариваемость при сохранении прочности стали в зоне термического воздействия. Поставленная задача решается тем, что в способе получения двухфазной высокопрочной листовой стали, включающем нагрев стальной заготовки, прокатку заготовки с получением листа, последующую прокатку листа и его охлаждение, согласно изобретению, для получения высокопрочной стали с хорошей свариваемостью и с пределом прочности при растяжении после деформации на 1 - 3% по меньшей мере 689МПа (100ksi), обработке подвергают заготовку стали, которую: а) нагревают до температуры, достаточной для растворения по существу всех карбонитридов ванадия и карбонитридов ниобия, б) прокатывают в лист по меньшей мере за один проход для первого обжатия в температурном диапазоне, в котором происходит рекристаллизация аустенита, а затем осуществляют в) прокатку листа по меньшей мере за один проход для второго обжатия в температурном диапазоне ниже температуры рекристаллизации аустенита, но выше точки превращения A<sub>3</sub> г) охлаждение дополнительно обжатого листа до температуры между точками превращения A<sub>3</sub> и A<sub>1</sub> д) прокатку охлажденного листа по меньшей мере за один проход для третьего обжатия, е) охлаждение окончательно прокатанного листа водой до температуры не выше 400°C.

Рекомендуется температуру в операции (а) поддерживать в пределах 1150 - 1250°C. Целесообразно, чтобы при прокатке первое обжатие составляло около 30 - 70%, второе - около 40 - 70% и третье - около 15 - 25%.

Предпочтительно охлаждение в операции (г) проводить воздухом. Наиболее предпочтительно сталь в операции (г) охлаждать до тех пор, пока 20 - 60% её объема не перейдет в ферритную фазу.

Возможно охлаждение в операции (е) проводить со скоростью по меньшей мере 25°C/с.

Предлагается охлаждение в операции (г) начинать от температуры > 725°C, но < 800°C.

Лист возможно выгибать в кольцеобразный или трубчатый материал.

Кольцеобразный или трубчатый материал необходимо раздать на 1 - 3%.

Сталь имеет химический состав (мас.%):

C	0,05 - 0,12
Si	0,01 - 0,50
Mn	0,4 - 2,0
Nb	0,03 - 0,12
V	0,05 - 0,15
Mo	0,2 - 0,8
Ti	0,015 - 0,03
Al	0,01 - 0,03
Fe	остальное
$P_{cm}$	не более 0,24

Предлагается, чтобы сумма концентраций ниобия и ванадия составляет не менее 0,1%.

Достаточно, чтобы ванадий и ниобий были взяты каждый в концентрации не менее 0,04%.

Сталь может содержать 0,3 - 1,0% хрома.

Таким образом, в основу изобретения положена задача использовать высокий потенциал двухфазной стали к механическому упрочнению не для улучшения формовости, а для достижения довольно высокого предела текучести - до 690МПа (100ksi), предпочтительно 760МПа (110ksi) после деформации листовой стали на 1 - 3% при формировании трубы для трубопровода и, таким образом, применить двухфазную листовую сталь с описанными здесь характеристиками в качестве заготовки для трубы. Техническим эффектом такого изобретения служит обеспечение по существу однородной микроструктуры по всей (составляющей по меньшей мере 10мм) толщине листа. Следующим эффектом изобретения является достижение такого тонкодисперсного распределения фазовых составляющих в микроструктуре, которое позволит расширить полезные границы объемной доли бейнита/мартенсита примерно до 75% и выше и тем самым обеспечить высокую прочность двухфазной стали, отличающейся превосходной вязкостью. Еще один эффект изобретения заключается в создании высокопрочной двухфазной стали с хорошей свариваемостью и высоким сопротивлением разупрочнению в зоне термического влияния (далее - ЗТВ).

Химический состав стали таким образом согласован с термомеханическим режимом прокатки, что обеспечивается производство высокопрочной, т.е. имеющей предел текучести более 690МПа (100ksi) и по меньшей мере 760 (110ksi) после 1 - 3% деформации, двухфазной стали, которая пригодна как заготовка для трубы трубопровода и имеет микроструктуру, включающую 40 - 80, предпочтительно 50 - 80об.% мартенсит/бейнита в ферритной матрице, а доля бейнита в мартенсит/бейнитной фазе составляет менее 50%. В предпочтительном варианте воплощения изобретения ферритовую матрицу дополнительно упрочняют дислокациями высокой плотности, т.е.  $>10^{10}$  см/см<sup>3</sup>, и тонкодисперсными частицами по меньшей мере одного, а предпочтительно всех компонентов из ряда карбидов или карбонитридов ванадия и ниобия и карбида молибдена, т.е. (V, Nb) (C, N) и Mo<sub>2</sub>C. Эти очень мелкие (< 50 ангстрем в диаметре) частицы образуются в ферритной

фазе вследствие реакций межфазного осаждения, которые обусловлены аустенит-ферритным превращением ниже температуры A<sub>3</sub>. Такими частицами служат главным образом карбиды ванадия и ниобия, обозначенные как (V, Nb) (C, N). Таким образом, регулируя во взаимосвязи химический состав и термомеханические параметры прокатки, удастся получить двухфазную сталь толщиной по меньшей мере около 15, предпочтительно около 20мм со сверхвысокой прочностью.

Прочность стали зависит от наличия мартенсит/бейнитной фазы, увеличение объемной доли которой повышает прочность. Однако прочность должна сочетаться с вязкостью (ковкостью), обеспечиваемой ферритной фазой. Например, после 2% деформации предел текучести достигают на уровне по меньшей мере 690МПа (100ksi) при по меньшей мере около 40об.% мартенсит/бейнита, а на уровне по меньшей мере около 830МПа (120ksi) - при по меньшей мере около 60об.% мартенсит/бейнита. Требуемую, т.е. с высокой плотностью дислокаций и частицами ванадия и ниобия в ферритной фазе, сталь получают обжатием при чистой прокатке при температурах между точками превращения A<sub>3</sub> и A<sub>1</sub> и охлаждением до комнатной температуры. Следовательно, эта операция противоположна способу производства двухфазных сталей для автомобильной промышленности толщиной не более 10мм и пределом текучести 345 - 415МПа (50 - 60ksi), в которых для обеспечения требуемой формовости ферритная фаза не должна содержать упрочняющих частиц. Эти частицы образуются прерывисто на подвижной границе раздела фаз феррита и аустенита. Однако, они выпадают лишь в присутствии соответствующих количеств ванадия и/или ниобия и при надлежащем регулировании параметров прокатки и термообработки. Таким образом, ванадий и ниобий служат ключевыми элементами в химическом составе стали.

Фиг. 1 - снимок, сделанный сканирующим электронным микроскопом, где видны (серая) ферритная и (более светлая) мартенсит/бейнитная фазы закаленного сплава A3. На этой фигуре показана готовая двухфазная сталь согласно изобретению.

Фиг. 2 - сделанный трансмиссионным электронным микроскопом снимок содержащихся в феррите упрочняющих частиц карбонитридов ниобия и ванадия размером менее около 50, предпочтительно в пределах около 10 - 50 ангстрем.

Фигуры 3а и 3б - выполненные соответственно методом светлого и темного поля трансмиссионные электронные микроснимки фрагмента микроструктуры твердой фазы (мартенсита).

Фиг. 4 - графики твердости по Виккерсу в ЗТВ (ордината) для стали согласно изобретению (сплошная линия) и аналогичной коммерчески доступной трубопроводной стали X100 (штриховая линия).

В ЗТВ у заявленной стали снижение прочности малозаметно, тогда как у стали X100 такое разупрочнение достигает примерно 15%. Таким образом, сталь согласно изобретению обеспечивает высокую прочность, отличную свариваемость

и вязкость при низких температурах и содержит (в мас. %):

C	0,05 - 0,12, предпочтительно 0,06 - 0,12, особенно 0,07 - 0,09
Si	0,4 - 2,0, предпочтительно 1,0 - 2,0, особенно 1,2 - 2,00
Mn	0,03 - 0,12, предпочтительно 0,05 - 0,1
Nb	0,03 - 0,12
V	0,05 - 0,15
Mo	0,2 - 0,8
Cr	0,3 - 1,0 (желателен для водородо- державшей среды)
Ti	0,015 - 0,03
Al	0,01 - 0,03
Fe	и случайные примеси - остальное

При этом сумма концентраций ванадия и ниобия - не менее 0,1 мас.%, а более предпочтительная концентрация каждого из них - не менее 0,04%. Присутствие таких широко известных примесей, как азот, фосфор и сера сведено до минимума, хотя некоторое количество азота, как объяснено ниже, желательно для получения замедляющих рост зерна частиц TiN. В предпочтительном варианте содержание азота находится в пределах 0,001 - 0,01%, серы - не более 0,01% и фосфора - не более 0,01%.

Данный химический состав стали не содержит бор в том смысле, что бор не добавляют и его количество должно быть  $< 5 \text{ млн}^{-1}$ , предпочтительно  $< 1 \text{ млн}^{-1}$ .

В общем, материал согласно изобретению изготавливают обычным способом в виде стальной заготовки вышеуказанного состава. Эту заготовку нагревают до достаточной для растворения по существу всех карбонитридов ванадия и ниобия температуры, предпочтительно в пределах 1150 - 1250°C. В итоге по существу все элементы из ряда: ниобий, ванадий и молибден - перейдут в раствор. Далее в один или несколько проходов проводят горячую прокатку заготовки: для первого обжатия на 30 - 70% - в первом температурном диапазоне, в котором происходит рекристаллизация аустенита; для второго обжатия на 40 - 70% - во втором, более низком температурном диапазоне, в котором не происходит рекристаллизация аустенита, но выше точки  $A_{c3}$  начала превращения аустенита в феррит при охлаждении стали; и - после охлаждения воздухом до температуры в диапазоне между точками превращения  $A_{c3}$  и  $A_{c1}$  (завершения превращения аустенита в феррит при охлаждении стали, при которой 20 - 40% аустенита переходит в феррит) - для третьего обжатия на 15 - 20%. Обжатую заготовку закаляют в воде, охлаждая со скоростью по меньшей мере 25°C/с, предпочтительно по меньшей мере около 35°C/с до температуры не выше 400°C, при которой исключено дальнейшее превращение в феррит, и, при желании, прокатанную закаленную высокопрочную листовую сталь, пригодную для производства труб для трубопровода, охлаждают воздухом до комнатной температуры. В результате сталь приобретает однородное по размеру зерно не более 10, а предпочтительно - не более 5 мкм. Высокопрочные стали обязательно должны обладать рядом свойств, достигаемых сочетанием

химического состава с термомеханической обработкой. Ниже описана роль различных легирующих элементов, и предпочтительные пределы их содержания в заявленной стали. Углерод обеспечивает матричное упрочнение любых сталей и сварных швов независимо от их микроструктуры и дисперсионное упрочнение главным образом вследствие образования мелких частиц NbC и VC, если они достаточно мелки и многочисленны. Кроме того, выделение NbC во время горячей прокатки замедляет рекристаллизацию и предупреждает рост зерна, и тем самым служит средством улучшения качества зерна аустенита, обеспечивая увеличение, как прочности, так и вязкости при низкой температуре. Углерод также усиливает способность принимать закалку, т.е. образовывать более твердую и более прочную микроструктуру при охлаждении стали. При содержании углерода  $< 0,01\%$  этот упрочняющий эффект не наблюдается, а при  $> 0,12\%$  сталь будет подвержена растрескиванию при сварке на холоду в полевых условиях и её вязкость, включая ЗТВ в зоне сварного шва, будет ниже. Марганец упрочняет матрицу стали и шва и значительно улучшает способность принимать закалку. Минимум Mn, необходимый для достижения требуемой прочности - 0,4%. Подобно углероду, Mn в избытке ухудшает вязкость листа и шва и так же вызывает растрескивание при сварке на холоду в полевых условиях, поэтому его верхний предел - 2,0%. Этот предел также нужен для предотвращения сильной сегрегации по осевой линии в полученных методом непрерывной разливки трубопроводных сталях, которая способствует растрескиванию под воздействием водорода (далее - PBB). Кремний всегда вводят в сталь в качестве раскислителя в количестве по меньшей мере 0,1%. Взятый в избытке кремний отрицательно влияет на вязкость в ЗТВ, которая при его концентрации  $> 0,5\%$  снижается до неприемлемого уровня. Ниобий добавляют для улучшения качества зерна в микроструктуре стали после прокатки, которое повышает как прочность, так и вязкость. Выделение NbC при горячей прокатке замедляет рекристаллизацию и препятствует росту зерна, служа средством улучшения качества зерна аустенита. Он сообщает дополнительную прочность при отжиге благодаря выпадению частиц NbC. Однако его избыток отрицательно влияет на свариваемость и вязкость в ЗТВ, поэтому верхний предел его концентрации 0,12%. Титан при добавлении в небольшом количестве образует мелкие частицы TiN, которые улучшают мелкозернистость структуры после прокатки и в ЗТВ стали, тем самым, повышая вязкость. Ti добавляют столько, чтобы соотношение Ti/N составляло от 2,0 до 3,4. Избыток Ti ухудшает вязкость стали и сварных швов из-за образования более крупных частиц TiN или TiC. Концентрация Ti  $< 0,002\%$  не может обеспечить достаточную мелкозернистость, а  $> 0,04\%$  вызывает ухудшение вязкости. Алюминий (по меньшей мере 0,002%) добавляют к этим сталям как раскислитель. При повышенном ( $> 0,05\%$ ) содержании алюминия появляется тенденция к образованию включений типа  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , отрицательно влияющих на вязкость стали и её ЗТВ. Ванадий добавляют для диспер-

сионного упрочнения при выпадении мелких частиц VC в стали при отжиге и в её ЗТВ при охлаждении после сварки. Будучи в растворе, V способствует повышению твердости стали при закалке. Поэтому он полезен для сохранения прочности высокопрочной стали в ЗТВ. Верхний предел 0,15% установлен потому, что избыток V приводит к растрескиванию при сварке на холоду в полевых условиях, а также ухудшает вязкость стали и её ЗТВ. Вследствие межфазного выделения частиц V(C, N) диаметром не более, чем около 50, предпочтительно 10-50 ангстрем, он также служит сильным упрочнителем эвтектидного феррита. Молибден повышает упрочняемость стали при непосредственной закалке с образованием прочной микроструктуры матрицы и обеспечивает дисперсионное упрочнение при отпуске вследствие выпадения частиц Mo<sub>2</sub>C и NbMo. Избыток Mo способствует растрескиванию при сварке на холоду в полевых условиях и ухудшает вязкость стали и её ЗТВ, поэтому установлен верхний предел 0,8%. Хром также повышает упрочняемость стали при непосредственной закалке. Он улучшает сопротивление коррозии и PBB. В частности, он предпочтителен для предотвращения доступа водорода, ибо способствует образованию на поверхности стали оксидной пленки с высоким содержанием Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. При концентрации Cr < 0,3% устойчивый слой Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> на стальной поверхности не образуется. Подобно молибдену, избыток Cr способствует растрескиванию при сварке на холоду в полевых условиях и ухудшает вязкость стали и её ЗТВ, поэтому верхний предел его концентрации 1,0%. Проникновение и включение азота в сталь невозможно предотвратить при её выплавке. В заявленной стали его примесь полезна для формирования мелких частиц TiN, которые предотвращают рост зерна при горячей прокатке с улучшением качества прокатанной стали и её ЗТВ. Для получения необходимого количества фракции TiN нужно, по меньшей мере, 0,001% азота. Однако его избыток отрицательно влияет на вязкость стали и её ЗТВ, поэтому максимум концентрации азота установлен на уровне 0,01%. Термомеханическая обработка преследует две цели: получить тонкодисперсное сплющенное зерно аустенита и обеспечить высокую плотность дислокаций и зон сдвига в двух фазах. Первая цель достигается интенсивной прокаткой при температурах выше и ниже температуры рекристаллизации аустенита, но всегда выше точки A<sub>3</sub>. При температуре рекристаллизации прокатка непрерывно измельчает зерно аустенита, а при более низкой температуре - сплюсчивает его. В итоге охлаждения до температуры ниже точки A<sub>3</sub> начала превращения аустенита в феррит образуется смесь тонкодисперсных аустенита и феррита, а при быстром охлаждении до температуры ниже точки A<sub>1</sub> смесь тонкодисперсных феррита и мартенсита/бейнита.

Вторая цель достигается третьим обжатием при прокатке сплюсченных зерен аустенита при температуре между точками A<sub>1</sub> и A<sub>3</sub>, когда 20 - 60% аустенита перешло в феррит. В достижении требуемого тонкодисперсного распределения фаз, являющихся составными частями сплава, важную роль играет заявленный способ термической об-

работки. Температурная граница между температурными диапазонами рекристаллизации и исключения рекристаллизации аустенита зависит от температуры нагрева перед прокаткой, концентраций углерода и ниобия и степени обжатия, достигнутого за проходы прокатки. Для каждого состава стали эта температура может быть определена либо экспериментально либо расчетами на модели.

Трубу изготавливают из листа известным методом UOE, согласно которому лист изгибают U- и затем O-образно и O-образную заготовку раздают на 1 - 3%. Формование и раздача с сопутствующими эффектами механического упрочнения обеспечивают максимальную прочность трубы для трубопровода. Следующие примеры служат для иллюстрации изобретения.

500 - фунтовую (226,8кг) порцию сплава с приведенным ниже химическим составом получили методом вакуумно - индукционной плавки, разлили в заготовки, оттянули в плиты толщиной 102мм (4 дюйма), нагрели за два часа до 1240°C и подвергли горячей прокатке в режиме согласно таблице 2.

Таблица 1.

Химический состав (мас.%)						
C	Mn	Si	Mo	Cr	Nb	
0,074	1,58	0,13	0,30	0,34	0,086	
V	Ti	Al	S	P	N (млн. <sup>-1</sup> )	Pcm
0,082	0,020	0,026	0,006	0,006	52	0,020

Сплав и термомеханическая обработка были разработаны с целью обеспечить следующее распределение сильных источников карбонитридов, в частности Nb и V: а) около трети их соединений выделяется в аустените перед закалкой (выпавшие частицы обеспечивают сопротивление рекристаллизации, пронизывая зёрна аустенита, вследствие чего они перед превращением аустенита становятся тонкодисперсными); б) около одной трети их соединений выделяется во время превращения аустенита в феррит в зоне между критическими точками и ниже критической точки (выпавшие частицы способствуют упрочнению ферритной фазы); в) около одной трети их соединений остается в твердом растворе, чтобы выделяться в ЗТВ для снижения или устранения обычной для других сталей потери твердости.

Таблица 2.

Режимы прокатки		
Исходная толщина: 100мм		
Температура нагрева: 1240°C		
Время нагрева 2ч		
Проход	Толщина после прохода, мм	Температура, °C
и	100	1240
1	85	1104
2	70	1082
3	57	1060
Задержка (переворот листа на ребро)*		
4	47	899

5	38	866
6	32	852

Продолжение таблицы 2.

7	25	829
Задержка (переворот листа на ребро)		
8	20	750
Быстрое охлаждение водой до комнатной температуры **		

\* Задержка рассматривается как охлаждение воздухом с обычной скоростью около 1°C/с.

\*\* Для достижения требуемой двухфазной микроструктуры толстых листов (толщиной > 20мм) скорость резкого охлаждения от температуры чистой прокатки должна быть в диапазоне 20 - 100°C/с, а более предпочтительно в диапазоне 30 - 40°C/с. Готовый продукт имел толщину 20мм и

содержал 45% феррита и 55% мартенсита/бейнита.

Как ясно из таблицы 3, для изменения содержания феррита и других продуктов разложения аустенита закалку проводят при разных температурах на последнем проходе прокатки. "Ферритная фаза" включает всю объемную долю феррита, т.е. псевдоэвтектоидный (или "сохраненный") и эвтектоидный (или "превращенный") феррит. Закалка стали от температуры 800°C даёт 100% аустенита, ибо точка  $A_3$  находится ниже 800°C. Как видно на фиг. 1, закалка от примерно 725°C обеспечивает превращение 75% аустенита, ибо точка  $A_{c1}$  находится вблизи этой температуры. Поэтому температурное окно для получения двухфазного сплава равно примерно 75°C. В таблицу 3 сведены данные о температуре при чистой прокатке, температуре закалки, объемных долях и микротвердости по Виккерсу.

Таблица 3.

Взаимосвязь двухфазной микроструктуры и режимов термомеханической обработки					
Сплав*	Температура чистового валка, °C	Нач. темп-ра закалки, °C	Феррит, %	Мартенсит/бейнит, %	Твердость, Н <sub>v</sub>
A1	800			100	260
A2	750			55	261
A3	750			40	261
A4	725			25	237

\* Химическими состав указан в таблице 1.

Хотя стали с большей объемной долей второй (мартенсит/бейнитной) фазы обычно характеризуются плохой текучестью и вязкостью, стали согласно изобретению отличаются текучестью, достаточной для формования и раздачи сплава в УОЕ-процессе. Её обеспечивают поддержанием эффективных размеров таких элементов микроструктуры, как агрегат мартенсита (менее 10 мкм) и каждая отдельная частица в нём (менее 1мкм). На фиг. 1 (сделанном сканирующим электронным микроскопом микроснимке) видна двухфазная содержащая феррит и мартенсит микроструктура, полученная в режиме A3. Все двухфазные стали продемонстрировали высокую однородность микроструктуры по всей толщине листа.

Трансмиссионный электронный микроснимок на фиг. 2 показывает очень тонкую дисперсию межфазных частиц в зоне феррита стали A3. Как

правило, вблизи границ второй фазы виден равномерно распределенный по объёму эвтектоидный феррит объемная доля которого возрастает по мере снижения температуры закалки. Трансмиссионные электронные микроснимки на фигурах 3а и 3б показывают природу второй фазы заявленных сталей. Здесь видны преимущественно пластинчатая мартенситная микроструктура с некоторым количеством бейнитной фазы. Мартенсит выглядит как тонкая (толщиной менее 500 ангстрем) плёнка, а сохранившийся аустенит виден на темном поле (фиг. 3б) вблизи границ пластинок. Эта морфология мартенсита обеспечивает не только прочную, но и вязкую вторую фазу, и способствует как упрочнению, так и обеспечению хорошей вязкости двухфазной стали. В таблице 4 показаны предел прочности при разрыве и текучесть двух образцов сплава А.

Таблица 4.

Обозначение	Феррит/мартенсит, %*	Расположение	Предел прочности при разрыве, МПа (ksi)**	Прочность остат. удл. 0,2% МПа (ksi)	при деформации 2% МПа (ksi)	Общее удлинение %
A2	45/55	вдоль	809(117,4)	664(96,3)	762(110,5)	23,3
		поперек	828(120,1)	601(87,2)	774(112,2)	19,2
A3	60/40	вдоль	802(116,3)	545(79,0)	758(110,0)	25,2
		поперек	818(118,7)	561(81,4)	775(112,4)	21,1

\* Включая небольшое количество бейнита и сохранившегося аустенита.

\*\* Согласно техническим условиям E8 Американского общества по испытанию материалов (ASTM).

Благодаря отличным показателям механического упрочнения этих микроструктур после 2%

удлинения при формовании труб желаемый минимум предела прочности оказывается по меньшей мере на уровне 689МПа (100ksi), предпочтительно 758МПа (110ksi). В таблице 5 показана ударная вязкость по Шарпи при испытании при - 40°C и - 76°C продольно вырезанных из сплава A4 образцов с V-образным надрезом (Технические

Таблица 5

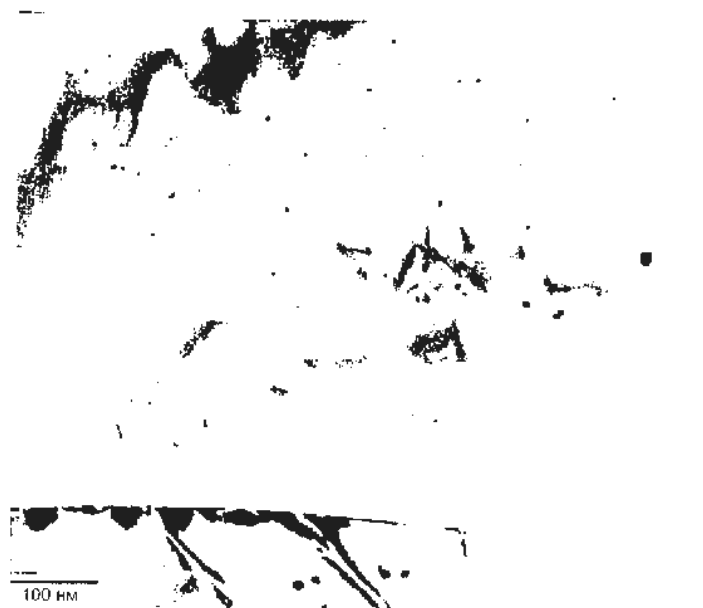
	Сплав	Феррит/мартенсит, %	Температура, °C	Энергия, Дж
A4		75/25	- 40	301
			- 76	269

Приведенные в таблице 5 значения энергии удара показывают отличную вязкость заявленной стали при - 40°C на уровне по меньшей мере 100, предпочтительно около 120Дж. Ключевым аспектом изобретения служит высокопрочная сталь с хорошей свариваемостью и высоким сопротивлением разупрочнению в ЗТВ. Для испытания на растрескивание на холоде и разупрочнение ЗТВ были выполнены лабораторные сварные швы. Приведенный на фиг. 4 пример ярко показывает, что в отличие от известных сталей, например

коммерчески доступной стали для трубопроводов X100, заявленная двухфазная сталь не подвержена значительному или ощутимому разупрочнению в ЗТВ. В составе стали же X100, напротив, наблюдается разупрочнение ЗТВ на 15% в сравнении с основным металлом. В заявленной стали ЗТВ сохраняет, по меньшей мере, около 95%, предпочтительно, по меньшей мере, около 98% прочности основного металла. Такая прочность достигается, когда подача тепла на сварку находится в пределах 1 - 5кДж/мм.

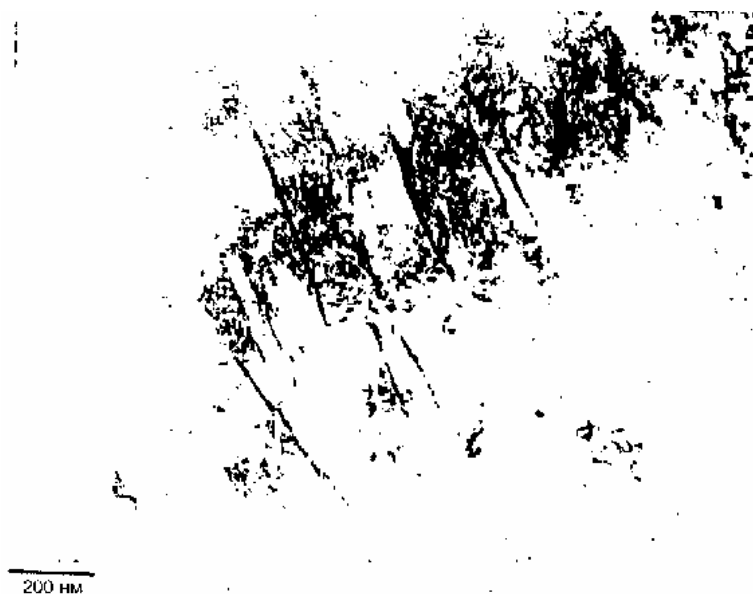


Фиг. 1



Фиг. 2

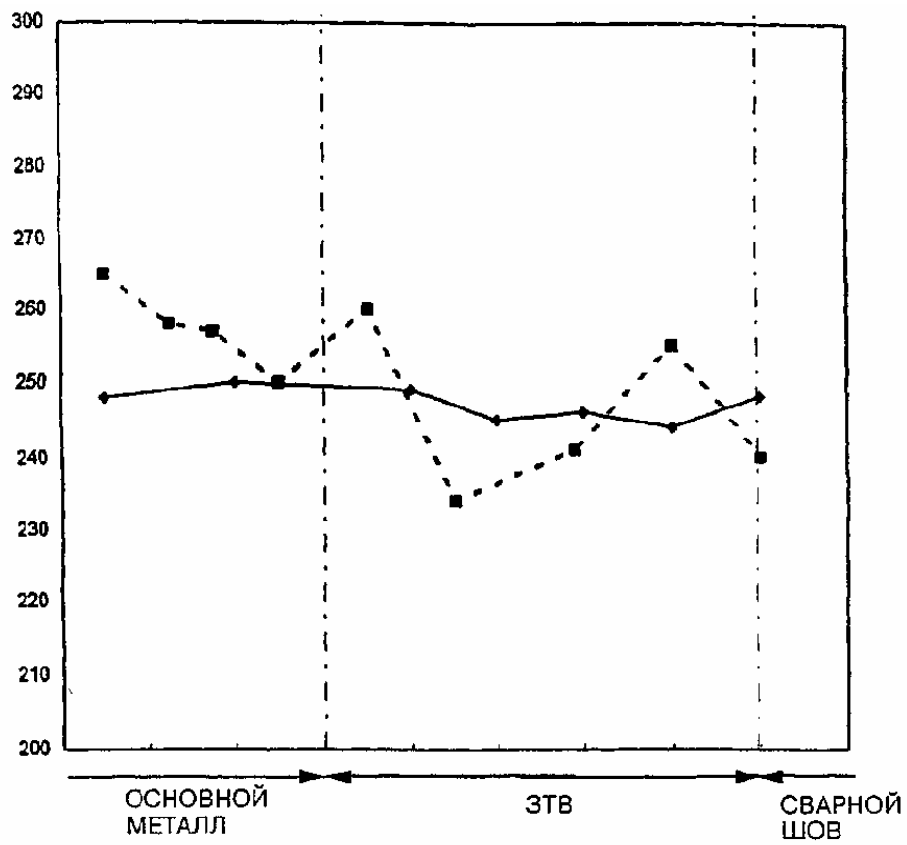




Фиг. 3а



Фиг. 3б



Фиг. 4