РОССИЙСКАЯ ФЕДЕРАЦИЯ

ФЕДЕРАЛЬНАЯ СЛУЖБА
ПО ИНТЕЛЛЕКТУАЛЬНОЙ СОБСТВЕННОСТИ

(19) **RU** (11) **2 872 119**(13) **C1**

(51) МПК
C21D 6/00 (2006.01)
C21D 8/0247 (2026.01)
C22C 38/18 (2006.01)
C22C 38/20 (2006.01)
C22C 38/22 (2006.01)
C22C 38/24 (2006.01)
C22C 38/26 (2006.01)
C22C 38/30 (2006.01)
C22C 38/32 (2006.01)

(12) ОПИСАНИЕ ИЗОБРЕТЕНИЯ К ПАТЕНТУ

(52) СПК
***C21D 6/00** (2026.08); **C21D 8/0247** (2026.08); **C22C 38/18** (2026.08); **C22C 38/20** (2026.08); **C22C 38/22** (2026.08); **C22C 38/24** (2026.08); **C22C 38/26** (2026.08); **C22C 38/30** (2026.08); **C22C 38/32** (2026.08)*

(21)(22) Заявка: **2026115581, 21.05.2026**

(24) Дата начала отсчета срока действия патента:
21.05.2026

Дата регистрации:
19.10.2026

Приоритет(ы):
(22) Дата подачи заявки: **21.05.2026**

(45) Опубликовано: **19.10.2026** Бюл. № **29**

Адрес для переписки:
308015, г. Белгород, ул. Победы, 85, НИУ "БелГУ", Крылова Анна Сергеевна

(72) Автор(ы):
Бражников Иван Сергеевич (RU),
Долженко Анастасия Сергеевна (RU),
Федосеева Александра Эдуардовна (RU)

(73) Патентообладатель(и):
Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования "Белгородский государственный национальный исследовательский университет" (НИУ "БелГУ") (RU)

(56) Список документов, цитированных в отчете о поиске: **RU 2688017 C1, 17.05.2019. RU 2696302 C1, 01.08.2019. RU 2598725 C2, 27.09.2016. RU 2789958 C1, 14.02.2023. SU 1659497 A1, 30.06.1991. CN 101560630 A, 21.10.2009. CN 109666876 A, 23.04.2019.**

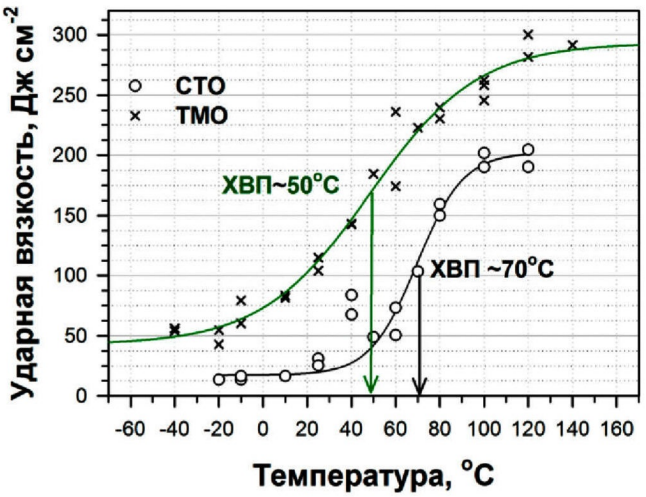
(54) Способ термомеханической обработки жаропрочных сталей мартенситного класса

(57) Реферат:

Изобретение относится к области металлургии, в частности, к жаропрочным низкоуглеродистым хромистым сталям мартенситного класса, содержащим от 9 до 12% Cr, применяемым в тепловой энергетической промышленности для изготовления оборудования тепловых и газовых турбин. Предлагаемый способ термомеханической обработки таких сталей позволит применить их для изготовления элементов котлов, паропроводов, пароперегревателей, роторов и лопаток паровых турбин энергетических установок с рабочими температурами до 630-650°C. Способ включает гомогенизацию с температуры 1150°C в течение 16 часов с последующей ковкой до истинной степени деформации 1, охлаждение на воздухе, длительный отжиг при температуре 1050°C в течение 4 часов с последующей ковкой при этой же температуре с истинной степенью деформации 5 и повторным отжигом при этой же температуре в течение 4 часов, охлаждение на воздухе, долговременную закалку с температуры 1000°C в течение 24 часов с последующим охлаждением на воздухе, финальный отпуск при температуре 770°C в течение 3 часов с охлаждением на воздухе. Повышаются показатели ударной вязкости и длительной прочности, что позволяет при использовании стали в теплоэнергетике поднять рабочую температуру тепловых электростанций до 650°C. 2 ил., 2 табл., 3 пр.

RU 2872119 C1

RU 2872119 C1



Фиг.1

RU 2872119 C1

RU 2872119 C1

RUSSIAN FEDERATION

FEDERAL SERVICE
FOR INTELLECTUAL PROPERTY

(19) **RU** (11) **2 872 119**(13) **C1**

(51) Int. Cl.
C21D 6/00 (2006.01)
C21D 8/0247 (2026.01)
C22C 38/18 (2006.01)
C22C 38/20 (2006.01)
C22C 38/22 (2006.01)
C22C 38/24 (2006.01)
C22C 38/26 (2006.01)
C22C 38/30 (2006.01)
C22C 38/32 (2006.01)

(12) ABSTRACT OF INVENTION

(52) CPC
C21D 6/00 *(2026.08);* ***C21D 8/0247*** *(2026.08);* ***C22C 38/18*** *(2026.08);* ***C22C 38/20*** *(2026.08);* ***C22C 38/22*** *(2026.08);* ***C22C 38/24*** *(2026.08);* ***C22C 38/26*** *(2026.08);* ***C22C 38/30*** *(2026.08);* ***C22C 38/32*** *(2026.08)*

(21)(22) Application: **2026115581, 21.05.2026**

(24) Effective date for property rights:
21.05.2026

Registration date:
19.10.2026

Priority:
(22) Date of filing: **21.05.2026**

(45) Date of publication: **19.10.2026** Bull. № **29**

Mail address:
308015, g. Belgorod, ul. Pobedy, 85, NIU "BelGU", Krylova Anna Sergeevna

(72) Inventor(s):
Brazhnikov Ivan Sergeevich (RU),
Dolzhenko Anastasiia Sergeevna (RU),
Fedoseeva Aleksandra Eduardovna (RU)

(73) Proprietor(s):
federalnoe gosudarstvennoe avtonomnoe obrazovatelnoe uchrezhdenie vysshego obrazovaniia "Belgorodskii gosudarstvennyi natsionalnyi issledovatelskii universitet" (NIU "BelGU") (RU)

(54) METHOD OF THERMOMECHANICAL TREATMENT OF HEAT-RESISTANT MARTENSITIC STEELS

(57) Abstract:

FIELD: metallurgy.

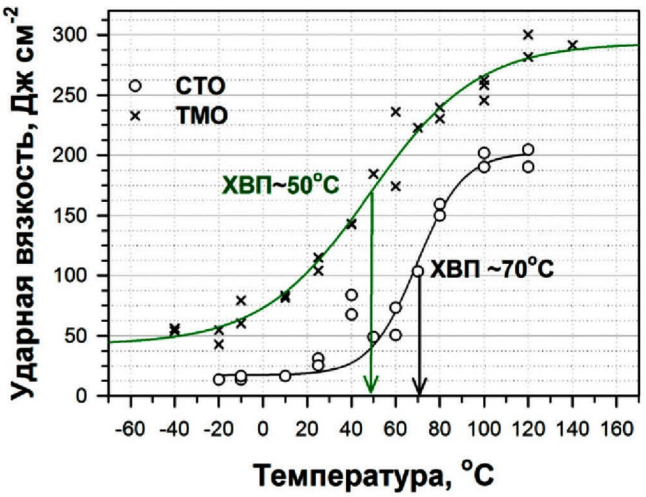
SUBSTANCE: invention relates in particular to heat-resistant low-carbon chromium steels of the martensitic class, containing from 9 to 12% Cr, used in the thermal power industry for the manufacture of equipment for thermal and gas turbines. The proposed method of thermomechanical processing of such steels will allow them to be used for the manufacture of boiler elements, steam pipelines, superheaters, rotors and blades of steam turbines for power plants with operating temperatures of up to 630-650 °C. The method includes homogenization from a temperature of 1,150 °C for 16 hours, followed by forging to a true strain of 1, air cooling, long-term annealing at 1,050 °C for 4 hours, followed by forging at the same temperature with a true deformation degree of 5 and repeated annealing at the same temperature for 4 hours, air cooling, long-term hardening from a temperature of 1,000 °C for 24 hours followed by air cooling, final tempering at 770 °C for 3 hours with air cooling.

EFFECT: increased impact toughness and long-term strength indicators, which allows the operating temperature of thermal power plants to be raised to 650 °C when using steel in thermal power engineering.

1 cl, 2 dwg, 2 tbl, 3 ex

RU 2872119 C1

RU 2872119 C1



Фиг.1

RU 2872119 C1

RU 2872119 C1

Изобретение относится к области металлургии, в частности, к обработке жаропрочных хромистых сталей мартенситного класса, содержащих 9-12% Cr, для тепловых энергетических установок с рабочей температурой пара до 620-630°C. Жаропрочные хромистые стали мартенситного класса, подвергнутые обработке по предлагаемому способу, могут быть использованы в качестве материала изготовления элементов котлов, паропроводов, пароперегревателей, роторов и лопаток паровых турбин энергетических установок с рабочими температурами до 630-650°C.

Высокохромистые стали мартенситного класса нового поколения, сохраняющие жаропрочные и коррозионные свойства при экстремальных условиях воздействия высокотемпературной рабочей среды позволили разработать и производить с экономически целесообразной стоимостью энергоблоки угольных электростанций, работающие на суперсверхкритических параметрах пара (620-650°C, 25-30 МПа). Эти стали имеют не только высокое сопротивление ползучести, но и относительно низкую стоимость по сравнению с аустенитными сталями и никелевыми сплавами, что обеспечивает высокую эффективность их использования. Помимо уникально высокой жаропрочности они имеют низкий коэффициент термического расширения. Основным направлением развития высокохромистых сталей мартенситного класса является повышение температуры их эксплуатации, которая определяется возможностью повышения сопротивления ползучести при высоких температурах. Стали первого поколения типа P91 могли эксплуатироваться при температуре пара до 580°C. Температура пара для сталей второго поколения типа P92, P911, была увеличена до 600-610°C, а стали третьего поколения типа MARBN могут выдерживать температуру пара до 630°C. Такой прогресс был достигнут за счет подбора оптимального соотношения легирующих элементов, которые замедляют диффузионные процессы при повышенных температурах в феррите и/или образуют препятствия для движения дислокаций в виде частиц вторичных фаз. Основным недостатком разработанных 12% Cr-3% Co сталей является низкая ударная вязкость, значение которой должно быть не ниже требований, предъявляемых к теплотехническим материалам. Этот недостаток исправляется за счет применения термомеханической обработки.

В качестве основных причин низкой ударной вязкости 12% Cr сталей после стандартной термической обработки можно указать (1) высокое содержание δ-феррита в стали, границы которого декорированы плотными цепочками частиц M_6C или M_3B_2, обогащенных W, и карбидов $M_{23}C_6$, обогащенных хромом, и (2) наличие крупных W-обогащенных частиц как по границам раздела δ-феррит/мартенсит, так и по границам мартенситной матрицы. К возможностям исправления этих причин можно отнести:

(а) Изменение температуры гомогенизации и/или ковки в сторону увеличения с целью снижения содержания W-обогащенных частиц типа боридов вольфрама W_2B;

(б) Добавление промежуточных длительных отжигов при температурах, соответствующих 100%-аустенитной области без присутствия равновесного δ-феррита, либо добавление промежуточных деформаций при температурах, соответствующих 100%-аустенитной области без присутствия равновесного δ-феррита, с высокими степенями деформации, с целью снижения содержания δ-феррита;

(в) Изменение температуры отпуска с целью снижения содержания W-обогащенной фазы Лавеса. Также увеличение температуры отпуска должно привести к снижению плотности частиц $M_{23}C_6$ по границам мартенситных реек без снижения их объемной доли.

Из литературы [D. Carrouge, H.K.D.H. Bhadeshia, P. Woollin. Effect of δ-ferrite on impact

properties of supermartensitic stainless steel heat affected zones. Science and Technology of Welding & Joining. 2004. 9. 377-389; G. Alkan, D. Chae, S.-J. Kim. Effect of δ ferrite on impact property of hot-rolled 12Cr-Ni steel. MSE A. 2013. 585. 39-46; F.Niessen, N.Tiedje, J.Hald. Kinetics modeling of delta-ferrite formation and retainment during casting of supermartensitic stainless steel. Materials. Design. 2017. 118. 138-145] известно несколько способов минимизировать количество δ-феррита в мартенситных сталях с 11-12% Cr:

1) длительная выдержка при температурах в аустенитной области от 950 до 1100°C, при которых δ-феррит является термодинамически нестабильной фазой и должен быть частично или полностью растворен,

2) проведение дополнительной горячей деформации в аустенитной области вместе с длительной выдержкой при температурах от 950 до 1100°C.

Первый способ оказался неэффективным для снижения объемной доли δ-феррита. Не было обнаружено значительного влияния длительного отжига при температурах 950°C, 1000°C, 1050°C и 1100°C в течение 88 ч с последующим охлаждением на воздухе на объемную долю δ-феррита, несмотря на тот факт, что эта фаза была термодинамически неравновесной при T ≤1100°C.

Второй способ, с добавлением горячей деформации, был более эффективным для устранения δ-феррита, как это было предложено в работе [Investigation of forging process for eliminating delta ferrites in USC unites last stage blades steel 10Cr12Ni3Mo2VN / Y. Liu [идр.] // Procedia Engeening. - 2017. - No 207. - C. 1797-1802.].

Сочетание дислокационной структуры троостомартенсита отпуска с наночастицами вторичных фаз обеспечивает уникальные жаропрочные характеристики новых сталей мартенситного класса по сравнению с бейнитными или ферритными сталями типа 08Х13, 12Х13, 15Х11МФ, 15Х12ВНМФ, которые в настоящее время используются в качестве материалов для паровых турбин энергетических установок. Сочетание легирования и термической обработки дало возможность эксплуатировать новые стали при сверхкритических температурах. Применение термомеханической обработки для сталей с химическим составом типа 10Х9М1ФБР, 10Х9В1М1ФБР и 10Х9В2МФБР, российских аналогов широко используемых за рубежом сталей P91, P911 и P92, приводит к повышению сопротивления ползучести этих сталей. Согласно патенту US 6899773B2, для сталей с химическим составом 0.05<C<0.15; 7.5<Cr<15; 1<Ni<7; Co<10, Cu<5; Mn<5; Si<1.5; (Mo+W)<4; 0.01<Ti<0.75: 0.135<(1.17Ti+0.6Nb+0.6Zr+0.31Ta+0.31 Hf)<1; V<2; N<0.1; Al<0.2; (Al+Si+Ti)>0.01; железо и примеси в балансе, была применена следующая термомеханическая обработка: нагрев в аустенитную область до 1230°C с выдержкой более 2 часов, горячая деформация при 1150°C со степенью деформации не менее 20%, охлаждение на воздухе. Согласно патенту US 7470336 B2, для сталей с химическим составом 0.05<C<0.15; 7.5<Cr<15; 1<Ni<7; Co<10, Cu<5; Mn<5; Si<1.5; (Mo+W)<4; 0.01<Ti<0.75: 0.135<(1.17Ti+0.6Nb+0.6Zr+0.31Ta+0.31 Hf)<1; V<2; N<0.1; Al<0.2; (Al+Si+Ti)>0.01; железо и примеси в балансе может быть применена следующая термомеханическая обработка: нагрев в аустенитную область до >1000°C с выдержкой более 2 часов, горячая деформация при >1000°C со степенью деформации не менее 20%, охлаждение на воздухе. В патенте US 7520942 B2 описана термомеханическая обработка, заключающаяся в нагреве и выдержке в аустенитной области в интервале температур 1000-1400°C в течение 1-5 часов, охлаждение до температур 500-1000°C, теплая деформация в этом температурном интервале (прокатка, ковка, экструзия и др.), после деформации, но перед охлаждением до комнатной температуры, отжиг в интервале температур 600-1000°C от 0 до 10 часов, охлаждение до комнатной температуры на воздухе или в воде, дополнительный отпуск в температурном интервале 500-850°C для

сталей, имеющих такой химический состав как 0-15%Cr, 0-3%Mo, 0-4%W, 0.05-1%V, 0-2%Si, 0-3%Mn,0-10%Co,0-3%Cu,0-5%Ni,0-0.3%C, 0.02-0.3%N, Fe баланс. Стали могут содержать контролируемое количество элементов: до 0.4%Nb, до 0.4%Ta, до 0.01%B, до 0.3%Nd и/или до 0.5%Ti. В патенте US 6966955B2 для сталей с химическим составом 8-10%Cr, 0.03-0.17%C, 0.01-0.5%Si, 0.4-2.0%Mn, 0.005-0.2%Ti, 0.0005-0.1%Al, 0.001-0.03%Zr, 0.008-0.03%N, 0.0003-0.01%B, 0.001-0.2%W, Fe и примеси в балансе предлагается провести такую обработку, как нагрев до температур 1100-1250°C и выдержка при данных температурах в течение 1-3 часов, горячая деформация с понижением температуры в температурном интервале 1040-780°C, степень деформации более 40%, последующее охлаждение со скоростью 1°C/мин до температуры 10°C. Согласно патенту US 6162307B2, для сталей с химическим составом 8-10%Cr, 0.01-0.06%C, 0.02-0.8%Si, 0.2-1.5%Mn, 0.001-0.5%Ti, 0-3%Cr, 0.01-1.5%Mo, 0.01-3.5%W, 0.02-1%V, 0.01-0.5%Nb, 0.001-0.006%N, 0.0003-0.008%B, 0.001-0.5%Zr, Fe и примеси в балансе, следует применять следующую термомеханическую обработку: нагрев в аустенитную область до температуры 1150°C, горячая деформация в температурном интервале 850-1100°C, охлаждение со скоростью от 10°C/ч до 1500°C/час, рекристаллизационный отжиг при температуре 700°C в течение 5 ч, гомогенизация в температурном интервале 920-1050°C в течение 10-180 мин (охлаждение на воздухе, в масле или в воде) и отпуск при температуре 700°C в течение 30-120 мин. В патенте RU 2789958C1 для стали, содержащей, мас.%: углерод 0,01, кремний 0,2, марганец 0,14, хром 9,0, кобальт 2,85, никель 0,08, вольфрам 1,84, тантал 0,34, титан 0,01, азот 0,016, бор 0,003, медь 2,0, сера 0,006, фосфор 0,008, алюминий 0,01, железо - остальное, описана термомеханическая обработка, включающая гомогенизацию при температуре 1200°C, выдержку в течение 16 ч, охлаждение на воздухе до комнатной температуры, отжиг при температуре 650°C в течение 1 ч, охлаждение на воздухе до комнатной температуры. Затем проводят прокатку или ковку при температуре 680°C до степеней деформации не более 30% с обязательным подогревом до указанной температуры между проходами с охлаждением на воздухе до комнатной температуры; изотермический отжиг при температуре 680°C в течение 300 ч с охлаждением на воздухе до комнатной температуры; отпуск при температуре 750°C в течение 3 ч с последующим охлаждением на воздухе до комнатной температуры.

Горячая или теплая деформация в области метастабильного аустенита, включенная в процесс термомеханических обработок, проводилась с целью снижения доли дельта-феррита, а также обеспечения высокой плотности дислокаций и малоугловых границ как мест зарождения частиц вторичных фаз с целью их измельчения.

Наиболее близким к заявляемому является описанный в патенте RU 2688017C1 (опубликован 17.05.2019) способ термомеханической обработки жаропрочной низкоазотистой стали мартенситного класса, содержащей в вес.%: углерод 0,08 - 0,12, кремний не более 0,1, марганец менее 0,05, хром от 10,5 до 12,0, никель не более 0,1, вольфрам 1,5-2,5, молибден 0,4-1,0, кобальт 3,0-3,5, ванадий 0,18-0,25, ниобий не более 0,07, азот не более 0,003, бор 0,008-0,013, медь 0,6-0,8, сера не более 0,01, фосфор не более 0,01, алюминий не более 0,01, титан до менее 0,01, железо остальное, который был выбран в качестве прототипа. Способ термомеханической обработки включает этапы:

1) Гомогенизация: нагрев до температуры 1150°C, выдержка в течение 16 часов, охлаждение на воздухе;

2) Всесторонняя ковка: нагрев до температуры 1150°C, выдержка в течение 2 часов, степень деформации 20%, между проходами заготовка подогревается до температуры 1150°C, охлаждение на воздухе;

3) Нормализация с последующими прокаткой/ковкой и изотермическим отжигом: нагрев в аустенитную область до температуры 1050°С и выдержка при указанной температуре в течение 2 часов, охлаждение в печи до температуры 900°С с последующей выдержкой при указанной температуре в течение 1 часа, прокатка или ковка при температуре 900°С до степеней деформации не менее 80% с обязательным подогревом до указанной температуры между проходами, изотермический отжиг после деформации, но перед охлаждением до комнатной температуры, при температуре деформации в течение 3 часов, охлаждение на воздухе до комнатной температуры.

4) Отпуск: нагрев до температуры 770°С с выдержкой в течение 3 часов, охлаждение на воздухе.

Такой способ термомеханической обработки ведет к формированию структуры троостомартенсита отпуска, размер исходного аустенитного зерна в которой достигает 50-60 мкм с мартенситными рейками со средним размером менее 200 нм, границы которых стабилизированы мелкими частицами карбидов $M_{23}C_6$ с размером около 50 нм. Помимо троостомартенсита отпуска, в 10-12% Cr сталях после такой обработки может присутствовать от 5 до 15% дельта-феррита, а также крупные бориды вольфрама с размерами, превышающими 1-2 мкм.

Основной проблемой высокохромистых сталей является появление перелома на кривой длительной прочности, что сильно снижает сопротивление ползучести и затрудняет прогнозирование на длительных ресурсах по результатам краткосрочных испытаний. Одной из причин появления этого перелома называют растворение карбонитридов MX в процессе эксплуатации или испытания на ползучесть вследствие того, что эта фаза не является термодинамически равновесной и должна быть заменена равновесной фазой нитрида хрома (CrMN), которая имеет название Z-фаза (Danielsen, H.K. Review of Z phase precipitation in 9-12 wt-%Cr steels. Mat. Sci. Tech. 2016, 32, 126-137). Важным недостатком также является низкая ударная вязкость вследствие сохранения в структуре зерен дельта-феррита, границы которого декорированы крупными частицами, обогащенными Cr и W. Комбинация этих факторов препятствует распространению пластической деформации при ударных испытаниях, вызывая хрупкое разрушение даже при комнатной температуре.

Задачей предлагаемого изобретения является устранение недостатков прототипа.

Технический результат - повышение долговременной прочности/предела ползучести, а так же ударной вязкости жаропрочных высокохромистых сталей мартенситного класса. благодаря применению обработки, сочетающей в себе длительные отжиги с ковкой, что приводит к снижению доли дельта феррита до 1-2% а также существенное снижение крупных частиц, обогащенных W, т.е. позволяет при использовании стали в теплоэнергетике поднять рабочую температуру тепловых электростанций до 650°С.

Предложенный способ термомеханической обработки позволяет поднять как долговременную прочность/предел ползучести, так и ударную вязкость. Такая обработка способна обеспечить эксплуатацию материала со сроком службы 100000 часов в качестве лопаток паровых турбин с рабочей температурой 630-650°С. Разработанный режим термомеханической обработки позволяет получать стали с уникально высокой ударной вязкостью для этого класса, что позволяет рассматривать возможность их использования в существующих турбинах.

Поставленная задача решается предлагаемым способом термомеханической обработки жаропрочных сталей мартенситного класса химического состава в мас.%: углерод до 0,1, хром 11,0-12,0, кобальт 3,0-4,0, молибден 0,4-0,7, вольфрам 2,1-2,6, ванадий 0,2-0,3, ниобий 0,03-0,08, тантал до 0,07, медь до 0,8, бор 0,008-0,012, азот 0,002-

0,02, железо остальное).

Способ термомеханической обработки жаропрочных сталей мартенситного класса химического состава в мас.%: углерод до 0,1, хром 11,0-12,0, кобальт 3,0-4,0, молибден 0,4-0,7, вольфрам 2,1-2,6, ванадий 0,2-0,3, ниобий 0,03-0,08, тантал до 0,07, медь до 0,8, бор 0,008-0,012, азот 0,002-0,02, железо остальное, включает следующие признаки:

1) Гомогенизация: нагрев до температуры 1150°С, выдержка в течение 16 часов с последующей ковкой до истинной степени деформации 1, охлаждение на воздухе до комнатной температуры. Операция выполняется для выравнивания химического состава стали по заготовке, равномерного распределения элементов легирования, устранения химических и структурных ликваций и пр.

2) Длительный отжиг при температуре 1050°С в течение 4 часов с последующей ковкой при этой же температуре с истинной степенью деформации 5 и повторным отжигом при этой же температуре в течение 4 часов, охлаждение на воздухе до комнатной температуры. Операция выполняется для частичного снижения содержания дельта-феррита.

3) Долговременная закалка с температуры 1000°С в течение 24 часов с последующим охлаждением на воздухе. Проводится для дальнейшего снижения доли дельта-феррита, а также обеспечивает однородную мартенситную структуру матрицы.

4) Финальный отпуск при температуре 770°С в течение 3 часов с охлаждением на воздухе до комнатной температуры обеспечит дополнительное снятие внутренних напряжений, снижение количества и размеров крупных частиц, обогащенных W, как по границам мартенситной матрицы, так и по граница между дельта-ферритом и мартенситной матрицей.

Такой способ термомеханической обработки ведет к формированию реечной структуры троостомартенсита отпуска, размер исходного аустенитного зерна в которой составляет около 50 мкм с мартенситными рейками со средним размером около 300 нм и высокой плотностью дислокаций внутри мартенситных реек ($2\pm0,5\times10^{14}$ $м^{-2}$). Снизилось содержание доли дельта-феррита до 1-2% вместо 6-10%. Крупные бориды W_2B вдвое уменьшились в размере. Устранены непрерывные цепочки частиц $M_{23}(C,B)_6$с уменьшением их численной плотности вдоль границ. После ТМО были обнаружены два типа карбонитридов MX: (а) равноосные частицы (Ta,Nb)X со средним размером 89 нм, имеющие химический состав 70-80 вес.% Ta и 20-30% Nb, и (б) мелкие частицы VX со средним размером 30±5 нм, имеющие химический состав 70-80 мас.% V, 20-25% Nb и 0-5% Cr. Таким образом, повышение сопротивления ударным нагрузкам стали, подвергнутой разработанной термомеханической обработке, повышается за счет значительного снижения доли дельта-феррита вплоть до практически полного исчезновения, растворение цепочек частиц $M_{23}(C,B)_6$. При этом повышение сопротивления ползучести вызвано обогащением твердого раствора ферритной матрицы W, Mo, Cr и B также за счет растворения зерен дельта-феррита и частичного растворения фазы W_2B, что обеспечивает высокую стабильность карбидов $M_{23}(C,B)_6$ к укрупнению.

Краткое описание чертежей.

Фигура 1. Зависимость значений ударной вязкости от температуры испытаний стали 12CrTaNb0,003N (Пример 1).

Фигура 2. Зависимость значений напряжений от параметра Ларсона-Миллера стали 12CrTaNb0,003N (Пример 1) при температуре 650°С для оценки предела ползучести до 1% на базе 100 000 часов (а) и предела длительной прочности на базе 100 000 часов (б).

На фигурах использованы следующие сокращения: СТО - стандартная термическая

обработка, ТМО - термомеханическая обработка.

Примеры осуществления.

Выплавка сплавов производилась в вакуумно-индукционной печи. В качестве шихты были использованы чистые шихтовые материалы, что позволило получить низкий уровень серы, фосфора и цветных металлов в полученных материалах. Химический состав полученных заготовок с учётом погрешности приведён в таблице 1.

Таблица 1. Химический состав отлитых сталей с учётом погрешности

Содержание элемента, в мас.%	Пример 1 (12CrTaNb0,003N)	Пример 2 (12CrNb0,003N)	Пример 3 (12CrTaNb0,02N)
Fe	осн.	осн.	осн.
C	0,09±0,01	0,09±0,01	0,09±0,01
Cr	11,4±0,1	11,1±0,1	11,9±0,1
Co	3,1±0,1	3,9±0,1	3,1±0,1
Mo	0,5±0,1	0,6±0,1	0,6±0,1
W	2,5±0,1	2,4±0,1	2,2±0,1
V	0,20±0,02	0,20±0,02	0,30±0,02
Nb	0,040±0,001	0,070±0,001	0,050±0,001
Ta	0,07±0,01	-	0,070±0,001
Cu	0,80±0,01	0,80±0,01	0,80±0,01
B	0,009±0,001	0,010±0,001	0,011±0,001
N	0,003±0,001	0,003±0,001	0,020±0,001

Заготовки сталей по примерам 1, 2 и 3 были обработаны по предполагаемому способу термомеханической обработки:

(а) гомогенизация с температуры 1150°С с выдержкой в течение 16 часов с последующей ковкой до истинной степени деформации 1, охлаждение на воздухе,

(б) длительный отжиг при температуре 1050°С в течение 4 часов с последующей ковкой при этой же температуре с истинной степенью деформации 5 и повторным отжигом при этой же температуре в течение 4 часов, охлаждение на воздухе,

(в) долговременная закалка с температуры 1000°С в течение 24 часов с последующим охлаждением на воздухе,

(г) финальный отпуск при температуре 770°С в течение 3 часов с охлаждением на воздухе.

Пример 1. Для одной заготовки стали 12CrTaNb0,003N была проведена стандартная термообработка (СТО), а другая заготовка была обработана по предложенному способу (ТМО). Как показано на фиг.1, после стандартной термообработки (СТО) температура хрупко-вязкого перехода (ХВП) составляла 70°С, при этом ударная вязкость при комнатной температуре была ниже 40 Дж $см^{-2}$. После предложенной термомеханической обработки (ТМО), температура ХВП составила около 50°С, а значение показателя ударная вязкость стали при комнатной температуре превысило 100 Дж $см^{-2}$. Кроме того, значение верхнего шельфа энергии разрушения составило свыше 290 Дж/$см^2$. Нижний шельф энергии разрушения образцов был обнаружен при температурах около

-10°C, переходный регион наблюдается при температурах от -10°C до 120°C, и верхний шельф энергии расположен при температурах выше 100-120°C. Значение нижнего шельфа энергии разрушения составило не менее 45-60 Дж/см2. Сталь 12CrTaNb0,003N после предложенной термомеханической обработки является вязкой вплоть до -40°C (график на фиг 1). Результаты испытания на ударную вязкость заготовки по примеру 1 после обработки ТМО по стандарту ГОСТ 9454-78, приведены в таблице 2.

Таблица 2. Данные испытаний на ударную вязкость стали 12CrNbTa0,003N после предложенной ТМО при различных температурах испытания

Температура испытания, °C	σ_M (МПа)	Общая энергия, Дж	KCV, Дж/см^2
-20	970.74	37.24	47
10	1082.17	43.02	54
25	1098.68	68.99	86
40	1081.26	88.22	110
60	1071.63	180.63	226
70	1061.54	152.29	190
80	1052.83	168.27	210
100	1034.02	184.00	230
120	1028.06	219.17	274

Оценка предела длительной прочности, определенного по ГОСТ 10145-62, на базе 100000 часов и предела ползучести до 1% на базе 100000 часов показывает прирост этих показателей с 60 до 100 МПа и с 70 до 100 МПа соответственно после проведения ТМО (Фиг 2).

Пример 2 Для одной заготовки стали 12CrNb0,003N была проведена стандартная термообработка (СТО), а другая заготовка была обработана по предложенному способу (ТМО). После стандартной термообработки (СТО) температура хрупко-вязкого перехода (ХВП) составила 65°C, при этом ударная вязкость при комнатной температуре была ниже 30 Дж см$^{-2}$. После предложенной термомеханической обработки (ТМО) температура ХВП составила около 55°C, а ударная вязкость стали при комнатной температуре превысила 55 Дж см$^{-2}$.

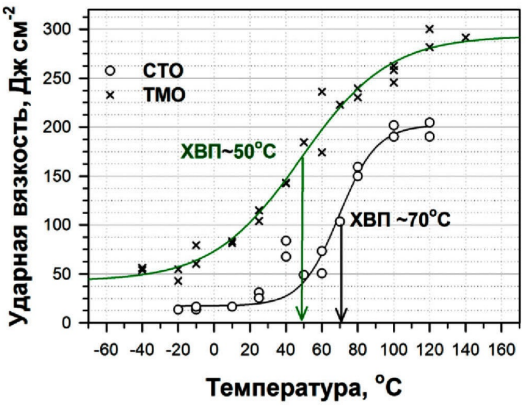
Пример 3. Для одной заготовки стали 12CrTaNb0,02N была проведена стандартная термообработка (СТО), а другая заготовка была обработана по предложенному способу (ТМО). После стандартной термообработки (СТО) температура хрупко-вязкого перехода (ХВП) составила 45°C, при этом ударная вязкость при комнатной температуре была около 50 Дж см$^{-2}$. После предложенной термомеханической обработки (ТМО) температура ХВП сместилась на 15°C и составила 30°C, а ударная вязкость стали при комнатной температуре превысила 130 Дж см$^{-2}$.

Таким образом, приведенные примеры доказывают, что поставленная задача по разработке способа термомеханической обработки жаропрочных сталей мартенситного класса с повышенными жаропрочными свойствами решена благодаря достижению заявленного технического результата.

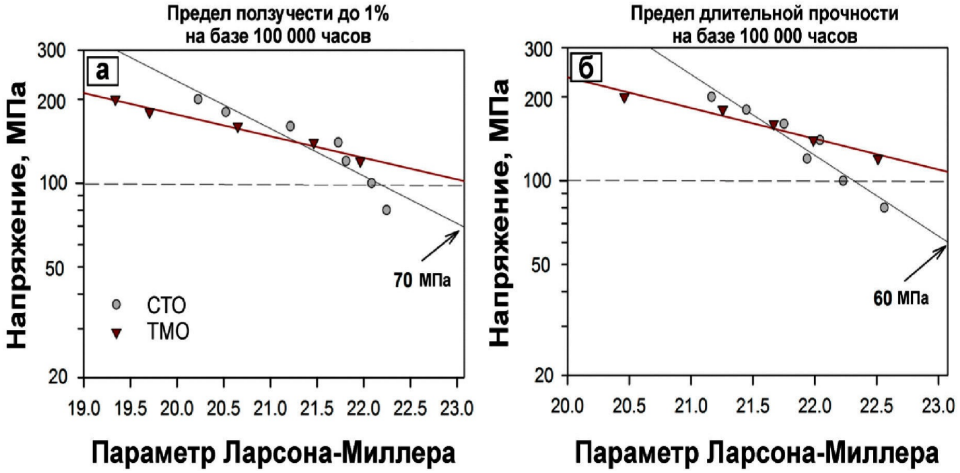
(57) Формула изобретения

Способ термомеханической обработки жаропрочных сталей мартенситного класса химического состава в мас.%: углерод до 0,1, хром 11,0-12,0, кобальт 3,0-4,0, молибден 0,4-0,7, вольфрам 2,1-2,6, ванадий 0,2-0,3, ниобий 0,03-0,08, тантал до 0,07, медь до 0,8, бор 0,008-0,012, азот 0,002-0,02, железо остальное, включающий гомогенизацию путём нагрева заготовки до температуры 1150°С с выдержкой в течение 16 часов с последующей ковкой до истинной степени деформации 1 и охлаждением на воздухе до комнатной температуры, длительный отжиг при температуре 1050°С в течение 4 часов с последующей ковкой при этой же температуре с истинной степенью деформации 5, повторным отжигом при этой же температуре в течение 4 часов и последующим охлаждением на воздухе до комнатной температуры, долговременную закалку с температуры 1000°С в течение 24 часов с последующим охлаждением на воздухе, финальный отпуск при температуре 770°С в течение 3 часов с охлаждением на воздухе до комнатной температуры.

1


Ударная вязкость, Дж см$^{-2}$
СТО
ТМО
ХВП~50°С
ХВП ~70°С
Температура, °С

Фиг.1


Предел ползучести до 1%
на базе 100 000 часов
а
Напряжение, МПа
70 МПа
СТО
ТМО
Параметр Ларсона-Миллера
Предел длительной прочности
на базе 100 000 часов
б
Напряжение, МПа
60 МПа
Параметр Ларсона-Миллера

Фиг.2