



(51) МПК
C21D 6/00 (2006.01)
C21D 8/00 (2006.01)
C22C 38/54 (2006.01)

ФЕДЕРАЛЬНАЯ СЛУЖБА
 ПО ИНТЕЛЛЕКТУАЛЬНОЙ СОБСТВЕННОСТИ

(12) ОПИСАНИЕ ИЗОБРЕТЕНИЯ К ПАТЕНТУ

(52) СПК
C21D 6/00 (2019.02); C21D 8/00 (2019.02); C22C 38/54 (2019.02)

(21)(22) Заявка: 2018126676, 19.07.2018

(24) Дата начала отсчета срока действия патента:
 19.07.2018

Дата регистрации:
 17.05.2019

Приоритет(ы):

(22) Дата подачи заявки: 19.07.2018

(45) Опубликовано: 17.05.2019 Бюл. № 14

Адрес для переписки:

308015, Белгородская обл., г. Белгород, ул.
 Победа, 85, НИУ "БелГУ", Токтаревой Т.М.

(72) Автор(ы):

Кайбышев Рустам Оскарович (RU),
 Дудова Надежда Рузилевна (RU),
 Дудко Валерий Александрович (RU),
 Федосеева Александра Эдуардовна (RU),
 Мишнев Роман Владимирович (RU),
 Ткачев Евгений Сергеевич (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 2631068 C1, 18.09.2017. RU
 2415196 C2, 27.03.2011. RU 2655496 C1,
 28.05.2018. RU 2575527 C2, 20.02.2016. SU
 1090735 A, 07.05.1984. US 9322087 D2,
 26.04.2016.

(54) Способ термомеханической обработки жаропрочной стали мартенситного класса

(57) Реферат:

Изобретение относится к области металлургии, а именно к термомеханической обработке жаропрочной хромистой стали мартенситного класса, применяемой для изготовления элементов котлов и паропроводов, а также паровых турбин энергетических установок с рабочей температурой пара до 650°C. Для повышения показателя длительной прочности способ включает гомогенизацию при температуре 1150°C с выдержкой в течение 16 ч и охлаждением на воздухе до комнатной температуры, ковку при температуре 1150°C со степенью деформации 20% и подогревом заготовки между проходами до 1150°C,

охлаждение на воздухе до комнатной температуры. Нагрев до температуры 1050°C, выдержку при указанной температуре в течение 2 ч, охлаждение в печи до 900°C с последующей выдержкой в течение 1 ч, деформацию путемковки при температуре 900°C со степенью деформации 80% с подогревом заготовки до 900°C между проходами, изотермический отжиг при температуре деформации в течение 3 ч с последующим охлаждением на воздухе до комнатной температуры, отпуск при 770°C с выдержкой в течение 3 ч и охлаждением на воздухе до комнатной температуры. 2 табл., 2 ил.



FEDERAL SERVICE
FOR INTELLECTUAL PROPERTY

(51) Int. Cl.
C21D 6/00 (2006.01)
C21D 8/00 (2006.01)
C22C 38/54 (2006.01)

(12) ABSTRACT OF INVENTION

(52) CPC

C21D 6/00 (2019.02); C21D 8/00 (2019.02); C22C 38/54 (2019.02)(21)(22) Application: **2018126676, 19.07.2018**(24) Effective date for property rights:
19.07.2018Registration date:
17.05.2019

Priority:

(22) Date of filing: **19.07.2018**(45) Date of publication: **17.05.2019** Bull. № 14

Mail address:

**308015, Belgorodskaya obl., g. Belgorod, ul.
Pobeda, 85, NIU "BelGU", Toktarevoj T.M.**

(72) Inventor(s):

**Kajbyshev Rustam Oskarovich (RU),
Dudova Nadezhda Ruzilevna (RU),
Dudko Valerij Aleksandrovich (RU),
Fedoseeva Aleksandra Eduardovna (RU),
Mishnev Roman Vladimirovich (RU),
Tkachev Evgenij Sergeevich (RU)**

(73) Proprietor(s):

**federalnoe gosudarstvennoe avtonomnoe
obrazovatelnoe uchrezhdenie vysshego
obrazovaniya "Belgorodskij gosudarstvennyj
natsionalnyj issledovatel'skij universitet" (NIU
"BelGU") (RU)****(54) METHOD OF THERMOMECHANICAL TREATMENT OF HEAT-RESISTANT STEEL OF MARTENSITIC CLASS**

(57) Abstract:

FIELD: metallurgy.

SUBSTANCE: invention relates to metallurgy, namely to thermomechanical treatment of heat-resistant chromium steel of martensite class, used for production of elements of boilers and steam lines, and also steam turbines of power plants with operating steam temperature up to 650 °C. To increase long-term durability, method includes homogenisation at 1,150 °C with holding for 16 hours and cooling in air to room temperature, forging at temperature of 1,150 °C with degree of deformation of 20 % and heating of workpiece between passes to 1,150 °C, cooling in air

to room temperature. Heating to temperature of 1,050 °C, holding at said temperature for 2 hours, cooling in furnace to 900 °C with further holding for 1 hour, deformation by forging at temperature 900 °C with degree of deformation of 80 % with workpiece heating up to 900 °C between passes, isothermal annealing at deformation temperature for 3 hours with subsequent cooling in air to room temperature, tempering at 770 °C is cured for 3 hours and cooled in air to room temperature.

EFFECT: increased index of long-term strength.
1 cl, 2 tbl, 2 dwg

RU 2 688 017 C1

RU 2 688 017 C1

Изобретение относится к области металлургии, в частности к обработке жаропрочных хромистых сталей мартенситного класса, содержащих 5-13% Cr, предназначенных для изготовления элементов котлов и паропроводов, а также лопаток паровых турбин энергетических установок с рабочими температурами до 650°C.

5 На сегодняшний день в России в качестве материалов изготовления элементов энергетических установок предложены новые химические составы жаропрочных высокохромистых сталей мартенситного класса типа 10X9K3B2MФБР, 10X9K3B3MФБР, 10X10K3B2MФБР, 02X9K3B2MФБР и другие. Температура применения новых сталей может достигать 600°C при длительной эксплуатации и 620°C при краткосрочной эксплуатации. В результате данные стали способны обеспечить высокий уровень жаропрочности при сверхкритических параметрах пара 550-620°C, 20-25 МПа, однако, ограничены в применении для суперсверхкритических параметров пара 620-650°C, 25-30 МПа. Дальнейшее повышение жаропрочности сталей мартенситного класса может быть достигнуто только за счет комбинации совершенствования легирующей базы с применением термомеханической обработки.

В настоящее время традиционная термическая обработка жаропрочных сталей мартенситного класса представляет собой выдержку в аустенитной области при 1000-1200°C с последующим охлаждением на воздухе и отпуском при температурах 720-800°C с охлаждением на воздухе. Различные вариации термической обработки в рамках вышеуказанной схемы применяют к сталям мартенситного класса с химическими 20 составами типа (мас.%): углерод 0,01-0,2, кремний не более 0,2, марганец 0,01-0,6, хром 9,0-13,0, никель не более 0,2, вольфрам 0,5-2, молибден 0,5-1,0, кобальт 0,1-5,0, ванадий 0,18-0,25, ниобий 0,03-0,1, азот 0,04-0,1, бор 0,0005-0,005, сера не более 0,01, фосфор не более 0,01, алюминий не более 0,02, медь не более 0,05, железо – остальное. В процессе 25 выдержки при температурах 1000 - 1200°C происходит практически полное растворение частиц вторичных фаз типа карбидов $M_{23}C_6$ и карбонитридов МХ, присутствовавших в сталях, что имеет значительное влияние на размер исходного аустенитного зерна. При дальнейшем охлаждении на воздухе или в воде в сталях реализуется мартенситное превращение, в результате которого формируется структура пакетного мартенсита. 30 Последующий отпуск при температурах 720 - 800°C приводит к выделению частиц карбидов $M_{23}C_6$ (размером 50 - 170 нм) и карбонитридов МХ (размером 14 – 30 нм) [K. Maruyama, K. Sawada, J. Koike Strengthening mechanisms of creep resistant tempered martensitic steel // ISIJ Int. - 2001. - Vol.41. - P. 641-653]. Стабильность сформированной после отпуска структуры троостита отпуска при ползучести определяется объемной долей, 35 распределением и размером частиц вторичных фаз. Частицы карбидов $M_{23}C_6$, расположенные по границам исходных аустенитных зерен и мартенситных реек, сдерживают миграцию границ, стабилизируя реечную структуру троостита отпуска. Дисперсные частицы карбонитридов МХ, равномерно распределенные внутри матрицы, сдерживают перестройку свободных дислокаций в более устойчивые конфигурации. В 40 результате, границы реек троостомартенсита сохраняют свою структуру в процессе ползучести при повышенных температурах. Сочетание дислокационной структуры троостита отпуска с наночастицами вторичных фаз обеспечивает уникальные жаропрочные характеристики новых сталей мартенситного класса по сравнению с бейнитными или ферритными сталями типа 08X13, 12X13, 15X11МФ, 15X12ВНМФ, 45 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 10X9M1ФБР, 10X9B1M1ФБР и 10X9B2MФБР, российские аналоги широко используемых за рубежом сталей P91, P911 и P92, приводит к повышению сопротивления ползучести этих сталей. Так, в источниках US 6899773B2 и US 7470336B2 для повышения жаропрочности предлагается схема термомеханической обработки, заключающаяся в нагреве в аустенитную область до температур свыше 1000°C с выдержкой более 2 часов, горячей деформации при температуре выше 1000°C со степенью деформации не менее 20%, охлаждению на воздухе, в источнике US 6966955B2 – 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, в источнике US 6162307B2 – 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.

Горячая или теплая деформация, включенная в процесс термомеханической обработки, примеры которой приведены в вышеуказанных источниках, проводилась с целью обеспечения высокой плотности дислокаций как мест зарождения для мелкой дисперсии карбонитридов MX.

Известен способ термомеханической обработки жаропрочной стали мартенситного класса P91 (10X9M1ФБР), описанный в патенте US 7520942B2 (опубликован 21.04.2009) включающий:

- 1) нагрев и выдержку в аустенитной области в интервале температур 1000-1400°C в течение 1-5 часов для формирования 100% аустенита с определенным размером ИАЗ;
- 2) охлаждение до температур 500-1000°C, теплая деформация в этом температурном интервале (прокатка, ковка, экструзия и др.) со степенью деформации не более 20% для формирования дислокаций в микроструктуре, действующие как гетерогенные места зарождения для выделения дисперсии мелких частиц карбонитридов MX, обогащенных ванадием, ниобием и/или танталом, с подогревом заготовки между проходами;
- 3) после деформации, отжиг в интервале температур 500-1000°C до 10 часов, необходимый для роста частиц до определенного размера;
- 4) охлаждение до комнатной температуры на воздухе или в воде для обеспечения мартенситного или ферритного превращения;
- 5) дополнительный, но не обязательный, отпуск в температурном интервале 500-850°C для повышения вязкости и пластичности стали.

Как отмечается в указанном патенте микроструктура модифицированной P91 (10X9M1ФБР) стали, после термомеханической обработки по описанному в патенте способу, значительно отличалась от микроструктуры, сформированной в процессе традиционной термомеханической обработки: средний размер карбонитридов MX был снижен в 4 раза, а плотность этих частиц возросла в 3 раза.

При этом, наряду с существенным измельчением карбонитридов MX, размер карбидов $M_{23}C_6$ по границам исходных аустенитных зерен, которые выделяются из твердого раствора в процессе отжига в интервале температур 600-900°C после операции теплой деформации значительно увеличился, что является существенным недостатком представленного способа, т.к. приводит к снижению сопротивления ползучести сталей. В работе [R. Mishnev, N. Dudova, A. Fedoseeva, R. Kaibyshev. Microstructural aspects of

superior creep resistance of a 10%Cr martensitic steel // Materials Science and Engineering A. –2016. – Vol. 678. – pp. 178–189] отмечается, что больший вклад в микроструктурную стабильность троостита отпуска в условиях ползучести вносят карбиды $M_{23}C_6$, расположенные по границам мартенситных реек и препятствующие их миграции и трансформации в субзеренные границы, а не карбонитриды MX.

Более того, в способе по патенту US 7520942B2 (опубликован 21.04.2009), присутствует существенная методологическая ошибка: температура нагрева и выдержки в аустенитной области в традиционной термической обработке и модифицированной термомеханической обработке значительно отличаются друг от друга, что влияет на взаимосвязанные структурные параметры: долю выделившихся карбонитридов MX и размер исходных аустенитных зерен. Оба этих параметра имеют значительное влияние на механические свойства при ползучести. В связи с этим, не представляется возможным точно указать причину, ответственную за повышения механических свойств – проведение деформации на этапе нормализации или повышенная температура нормализации.

Основным недостатком указанного способа по патенту US 7520942B2 является то, что он не применим к сталям с оптимизированным химическим составом, а именно 10-11%Cr сталям, которые уже демонстрируют высокое сопротивление ползучести только за счет оптимально подобранных элементов легирования, напр., по патенту 2655496 от 28.05.2018.

Задачей предлагаемого изобретения является повышение механических свойств стали с химическим составом, описанным в патенте RU 2655496 от 28.05.2018.

Технический результат – повышение длительной прочности при ползучести за счет формирования дисперсии мелких частиц карбидов $M_{23}C_6$ и карбонитридов MX размером около 50 нм и 10 нм соответственно, в стали, содержащей легирующие элементы, при следующем соотношении компонентов, масс. %:

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.

В результате увеличивается работоспособность указанной стали при температуре до 650°C на 7-14%.

Предложенный способ термомеханической обработки жаропрочной стали мартенситного класса содержит следующие признаки:

1) Проводят гомогенизацию путем нагрева до температуры 1150°C с выдержкой в

течение 16 часов и последующим охлаждением на воздухе, что позволяет выравнивать химический состава стали по заготовке, равномерно распределить элементы легирования, устранить химические и структурные ликваций;

2) Затем проводят всестороннюю ковку при температуре 1150°C со степенью деформации 20%, при этом между проходами заготовка подогревается до температуры 1150°C, охлаждение после ковки проводят на воздухе, в результате повышается равноосность структуры и доля границ как мест зарождения карбидов $M_{23}C_6$;

3) Далее осуществляют нормализацию путем нагрева в аустенитную область до температуры 1050°C с выдержкой при указанной температуре в течение 2 часов для растворения избыточных фаз и образования 100% аустенита;

4) Охлаждение осуществляют в печи до температуры 900°C с последующей выдержкой при указанной температуре в течение 1 часа;

5) Деформацию путем прокатки или ковки осуществляют при температуре 900°C до степени деформации 80% с обязательным подогревом до указанной температуры между проходами с целью формирования большего числа дислокаций как мест зарождения карбонитридов МХ и зарождения карбидов $M_{23}C_6$ высокой плотности на развитой структуре малоугловых границ.

6) После деформации проводят изотермический отжиг при температуре деформации в течение 3 часов для зарождения частиц карбонитридов МХ на подготовленных в процессе деформации местах зарождения и роста частиц карбидов $M_{23}C_6$ до размера не более 50нм.

7) Охлаждают на воздухе до комнатной температуры для формирования структуры мартенсита вследствие протекания мартенситного превращения;

8) Затем проводят отпуск при температуре 770°C с выдержкой в течение 3 часов, охлаждение на воздухе, что обеспечивает снятие внутренних напряжений, формирование структуры троостита отпуска с мелкими частицами вторичных фаз, стабилизирующими неравновесную дислокационную структуру, а также малоугловые и высокоугловые границы исходных аустенитных зерен, блоков, пакетов и мартенситных реек.

Достижение заявленного технического результата подтверждают изображения микроструктуры стали, где :

- на Фиг. 1а представлено изображение структуры стали после традиционной термической обработки, полученное с использованием просвечивающего электронного микроскопа JEM JEOL-2100 (далее ПЭМ), оснащенного энерго-дисперсионной приставкой INCA, на тонкой фольге;

- на Фиг. 1б представлено изображение структуры стали после традиционной термической обработки, полученное с использованием ПЭМ, оснащенного энерго-дисперсионной приставкой INCA, на углеродной реплике;

- на Фиг. 2в представлено изображение структуры стали после предложенной термической обработки, полученное с использованием ПЭМ, оснащенного энерго-дисперсионной приставкой INCA, на тонкой фольге;

- на Фиг. 2г представлено изображение структуры стали после предложенной термической обработки, полученное с использованием ПЭМ, оснащенного энерго-дисперсионной приставкой INCA, на тонкой фольге.

Как видно на фигурах, предложенный способ термомеханической обработки ведет к формированию структуры троостита 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. Высокая плотность дислокаций, образующихся как в процессе деформации, так и при мартенситном превращении, обеспечивает формирование дисперсии мелких частиц карбонитридов МХ с размером менее 10 нм высокой плотности около 10^{22} м^{-2} (Фиг 2в и 2г) Такая структура, сформированная в вышеуказанной стали, значительно отличается от структуры (фиг.1а и 1б), сформированной в процессе традиционной термической обработки, которая заключается в нагреве в аустенитную область до температуры 1050°C, выдержке в течение 1 ч и охлаждении на воздухе с последующим отпуском в температурном интервале 750-770°C в течение 3 часов. А именно, средний размер карбонитридов МХ снижен в 4 раза, а плотность этих частиц возросла в 3 раза, что привело к измельчению мартенситных реек в 2 раза. Кроме того, совместно с существенным измельчением карбонитридов МХ, значительно снизился размер карбидов M_{23}C_6 в 2 раза. Таким образом, повышение длительной прочности при ползучести жаропрочной стали до 650°C в результате предложенной термомеханической обработки, обеспечивается за счет дополнительного дисперсионного упрочнения от измельчения частиц вторичных фаз и субструктурного упрочнения за счет уменьшения размера мартенситных реек.

Примеры осуществления.

Пример 1.

Был отлит сплав, химический состав которого описан в патенте RU 2655496 от 28.05.2018 (табл. 1). Выплавка сплава производилась в вакуумно-индукционной печи. В качестве шихты были использованы чистые шихтовые материалы, что позволило получить низкий уровень серы, фосфора и цветных металлов в полученном материале.

Таблица 1. Химический состав отлитой стали (в мас.% Fe - основа)

Fe	C	Si	Mn	Cr	Co	Ni	W	Mo
осн	0.1	0.05	0.04	11	0.08	3.2	2.0	0.5
V	Nb	N	B	Cu	S	P	Al	Ti
0.2	0.05	0.003	0.012	0.8	0.006	0.008	0.01	0.01

Образцы отлитой стали были обработаны тремя разными способами: первый – традиционная термическая обработка, заключающаяся в нормализации при температуре 1050°C, охлаждение на воздухе, с последующим отпуском при температуре 770°C в течение 3 часов, охлаждение на воздухе; второй – по способу, описанному в патенте US 7520942B2, третий – согласно предполагаемому изобретению.

После гомогенизации путем нагрева до температуры 1150°C с выдержкой в течение 16 часов и последующим охлаждением на воздухе, проводят всестороннюю ковку при температуре 1150°C со степенью деформации 20%, при этом между проходами заготовку подогревают до температуры 1150°C, охлаждение после ковки проводят на воздухе. Нормализацию осуществляют путем нагрева в аустенитную область до температуры 1050°C с выдержкой при указанной температуре в течение 2 часов с дальнейшим охлаждением в печи до температуры 900°C и последующей выдержкой при указанной температуре в течение 1 часа. Деформацию осуществляют путем прокатки или ковки при температуре 900°C до степени деформации 80% с обязательным подогревом до указанной температуры между проходами. После деформации проводят изотермический отжиг при температуре деформации в течение 3 часов и охлаждают на воздухе до комнатной температуры. Затем проводят отпуск при температуре 770°C с выдержкой в течение 3 часов и охлаждением на воздухе.

Пример 2.

Испытания на длительную прочность были проведены по стандарту ГОСТ 10145-62. Результаты испытаний приведены в таблице 2, из которой видно, что механические свойства стали, подвергнутой термомеханической обработке по заявляемому способу выше по сравнению со свойствами стали, подвергнутой традиционной термической обработке на 7-14 %, а механические свойства отливки стали, подвергнутой термомеханической обработке по способу, описанному в патенте US 7520942B2 (опубликован 21.04.2009), даже ниже, чем после традиционной термической обработки, что говорит о невозможности использования этого способа к стали нового поколения с оптимизированным химическим составом.

Таблица 2. Испытания на длительную прочность стали, подвергнутой различным способам термомеханической обработки (ТМО) температурах 620°C и 650°C

Длительная прочность при ползучести, σ за 10^5 час, МПа	Способы ТМО		
	традиционная термическая обработка	по патенту US 7520942B2	согласно предлагаемому изобретению
$T_{\text{испытания}} = 620^\circ\text{C}$	140±10	100±10	160±10
$T_{\text{испытания}} = 650^\circ\text{C}$	112±6	80±2	120±3

Если предел длительной прочности стали, подвергнутой традиционной термической обработке, при 650°C составляет $\sigma_{10^5}^{650^\circ\text{C}} = 112 \pm 6$ МПа, то предел длительной прочности стали, подвергнутой термомеханической обработке по предлагаемому способу, составляет $\sigma_{10^5}^{650^\circ\text{C}} = 120 \pm 3$ МПа. Пределы длительной прочности были получены с использованием параметра Ларсена-Миллера на основе испытаний, проведенных в течение 2×10^3 ч.

Таким образом, приведенные примеры доказывают, что поставленная задача по разработке способа термомеханической обработки жаропрочной стали мартенситного класса с повышенными жаропрочными свойствами решена благодаря достижению заявленного технического результата - формированию дисперсии мелких частиц карбидов $M_{23}C_6$ и карбонитридов MX размером около 50 нм и 10 нм, соответственно. Как видно из таблицы 2, свойства стали, подвергнутой термомеханической обработке по заявленному способу, позволяют повысить ее работоспособность, что дает возможность применять ее для изготовления элементов паровых турбин для энергетических установок с рабочей температурой пара до 650°C.

(57) Формула изобретения

Способ термомеханической обработки жаропрочной стали мартенситного класса, включающий получение отливки из стали, содержащей легирующие элементы, мас. %:

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
5	Сера	не более 0,01
	Фосфор	не более 0,01
	Алюминий	не более 0,01
	Титан	до менее 0,01
	Железо	остальное

10 гомогенизацию отливки при температуре 1150°C с выдержкой в течение 16 ч и
 охлаждением на воздухе до комнатной температуры, всестороннюю ковку при
 температуре 1150°C со степенью деформации 20% и с подогревом заготовки между
 проходами до температуры 1150°C, охлаждение на воздухе до комнатной температуры,
 затем нагрев в аустенитную область до температуры 1050°C с выдержкой в течение 2
 15 ч, охлаждение в печи до температуры 900°C с последующей выдержкой в течение 1 ч,
 деформацию путем ковки при температуре 900°C со степенью деформации 80% с
 подогревом заготовки между проходами до 900°C, отжиг при температуре 900°C в
 течение 3 ч, охлаждение на воздухе до комнатной температуры и отпуск при 770°C с
 20 выдержкой в течение 3 ч с последующим охлаждением на воздухе до комнатной
 температуры.

25

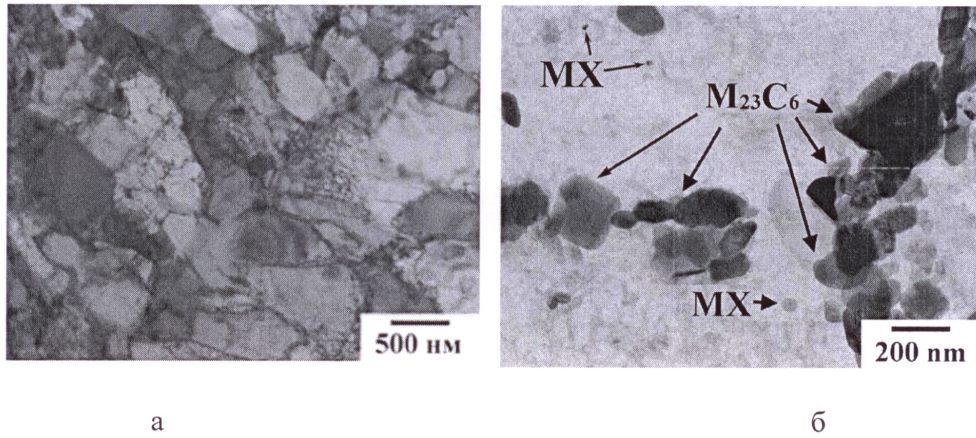
30

35

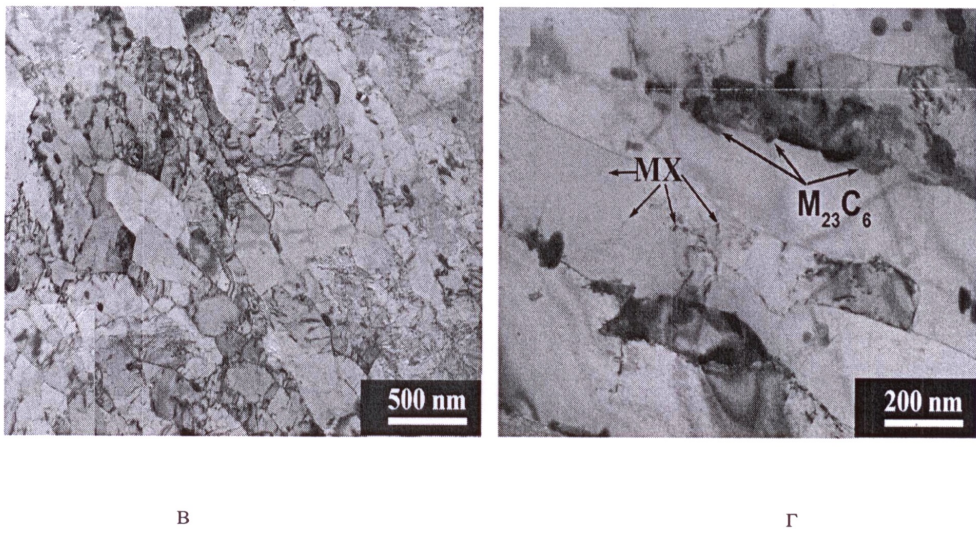
40

45

Способ термомеханической обработки
жаропрочной стали мартенситного класса



Фиг. 1



Фиг.2