

ОПИСАНИЕ
ИЗОБРЕТЕНИЯ
К ПАТЕНТУ
(12)

РЕСПУБЛИКА БЕЛАРУСЬ



НАЦИОНАЛЬНЫЙ ЦЕНТР
ИНТЕЛЛЕКТУАЛЬНОЙ
СОБСТВЕННОСТИ

(19) ВУ (11) 24892

(13) С1

(45) 2026.04.20

(51) МПК

С 22С 38/48 (2006.01)

С 21D 9/32 (2006.01)

(54)

СПОСОБ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ЗУБЧАТОГО КОЛЕСА
ИЗ ЦЕМЕНТИРУЕМОЙ СТАЛИ

(21) Номер заявки: а 20240215

(22) 2024.10.07

(71) Заявитель: Государственное научное учреждение "Объединенный институт машиностроения Национальной академии наук Беларуси" (ВУ)

(72) Авторы: Руденко Сергей Петрович; Валько Александр Леонидович; Сандомирский Сергей Григорьевич (ВУ)

(73) Патентообладатель: Государственное научное учреждение "Объединенный институт машиностроения Национальной академии наук Беларуси" (ВУ)

(56) ЕА 031975 В1, 2019.

ВУ 22096 С1, 2018.

ВУ 24089 С1, 2023.

RU 2040584 С1, 1995.

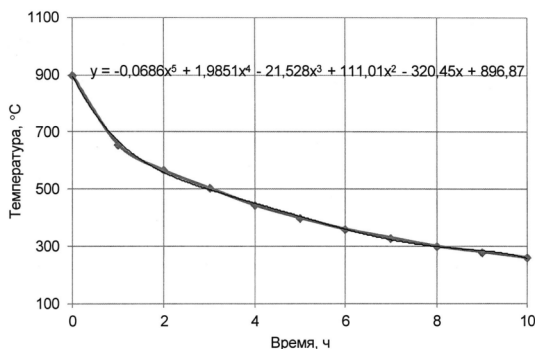
KR 10-2022-0039011 А, 2022.

US 9410232 В2, 2016.

UA 106233 U, 2016.

(57)

1. Способ изготовления зубчатого колеса из цементируемой стали, при котором изготавливают заготовку зубчатого колеса из стали, содержащей 0,19-0,22 мас. % углерода, 0,17-0,37 мас. % кремния, 0,8-1,1 мас. % марганца, 0,8-1,1 мас. % хрома, 1,0-1,3 мас. % никеля, 0,4-0,5 мас. % молибдена, 0,05-0,08 мас. % ниобия, 0,02-0,04 мас. % алюминия, 0,002-0,020 мас. % кальция, 0,002-0,020 мас. % азота, остальное - железо и неизбежные примеси, проводят предварительную термическую обработку заготовки зубчатого колеса путем нагрева до температуры 900-920 °С с выдержкой в течение 2 ч и последующим охлаждением со скоростью, определяемой согласно графику, приведенному на фиг. 1, до температуры 20±5 °С, осуществляют механическую обработку и проводят химико-термическую обработку полученной детали, при которой выполняют цементацию при температуре 930 °С в две стадии, при этом первую стадию проводят при углеродном потенциале насыщающей атмосферы 1,20±0,05 %, а вторую стадию - при углеродном потен-



Фиг. 1

ВУ 24892 С1 2026.04.20

циале, соответствующем эвтектоидному содержанию углерода в диффузионном слое стали цементируемой детали, причем время проведения второй стадии составляет 17 ± 2 % от общего времени цементации, а общее время цементации τ , ч, определяют по формуле:

$$\tau = 3,2627m - 5,3,$$

где m - модуль зубчатого колеса, мм,

затем деталь охлаждают на спокойном воздухе до 20 ± 5 °С, после чего осуществляют нагрев детали до температуры 890 ± 10 °С с выдержкой при этой температуре в течение $0,5 \pm 0,1$ ч, после чего деталь охлаждают в масле со скоростью $20-100$ °С/мин до температуры 100 °С, затем осуществляют повторный нагрев детали до температуры 775 ± 15 °С, проводят закалку в масло и выполняют низкий отпуск при температуре 170 ± 5 °С в течение не менее $2,5$ ч с последующей финишной обработкой.

2. Способ по п. 1, **отличающийся** тем, что при предварительной термической обработке охлаждение заготовки осуществляют в печи с открытой крышкой при отключенных нагревателях.

Изобретение относится к металлургии, а именно к получению наследственно мелкозернистой конструкционной цементуемой стали с повышенными физико-механическими свойствами, используемой при изготовлении деталей машин, например крупномодульных зубчатых колес трансмиссий автотракторной техники, предназначенных для эксплуатации при высоких удельных нагрузках.

Материалы, применяемые для изготовления зубчатых колес трансмиссий, должны обладать высокой поверхностной твердостью и прочной сердцевиной для обеспечения сопротивления усталости при изгибных и контактных нагрузках.

Для обеспечения высокой износостойкости и долговечности стальных деталей, таких как зубчатые колеса, проводят их химико-термическую обработку (ХТО), при которой деталь подвергают цементации (для увеличения концентрации углерода в поверхностной области детали) при температуре, равной или выше температуры фазового превращения $A_{с3}$, и последующей закалке для обеспечения твердости поверхностного слоя и сердцевины. ХТО большинства деталей проводят в высокопроизводительных проходных и камерных агрегатах с контролируемой насыщающей атмосферой [1].

В современном машиностроении высокоактуальна потребность в конструкционных материалах, обладающих высоким уровнем механических свойств, которые определяются химическим составом и структурой. Базовым параметром структуры является размер аустенитного зерна металла. Наиболее простым и одновременно универсальным способом регулирования качества металла является изменение размера зерна [2], которое зависит не только от состава и структуры стали, но и от метода плавки и термической обработки. Универсальность способа в том, что измельчение зерна позволяет одновременно улучшать как прочностные, так и энергетические свойства - повышать временное сопротивление (предел прочности), ударную вязкость и понижать температуру хладноломкости металла.

Сталь, сохраняющая мелкое зерно в процессе длительной выдержки при температуре цементации, позволяет проводить закалку непосредственно после науглероживания с температуры, при которой проводилась ХТО, снижая стоимость изготовления и уменьшая коробление деталей. Для сохранения мелкозернистости стали при длительном нагреве, кроме тщательного раскисления, подбирают соответствующие модифицирующие элементы.

Известна сталь для изготовления деталей машин [3], которая содержит компоненты в следующем соотношении, мас. %: углерод $0,17-0,22$; кремний $0,17-0,37$; марганец $0,30-1,50$; хром $0,60-0,90$; никель $2,75-3,15$; молибден $0,05-0,15$; ниобий $0,01-0,03$; алюминий $0,02-0,0$; азот $0,002-0,020$; железо и примеси - остальное. Способ изготовления зубчатых колес из вышеприведенной стали включает выплавку стали, процесс формообразования

заготовок из этой стали, предварительную термическую и механическую обработку заготовок, химико-термическую и финишную обработки. В качестве предварительной термической обработки заготовок применяют отжиг (нагрев до температуры 820-840 °С, охлаждение с печью) или нормализацию с последующим высоким отпускком (нагрев до температуры 850-880 °С, охлаждение на воздухе, нагрев до температуры 650-670 °С, охлаждение на воздухе), а цементацию в процессе химико-термической обработки деталей проводят при температуре 930-960 °С [1].

Данная сталь является наследственно мелкозернистой, так как она содержит карбидообразующие элементы - ниобий и молибден, а также алюминий, который является эффективным измельчителем зерна при повышенном содержании азота.

Недостатками аналога являются:

повышенное содержание в стали марганца, что приводит к увеличению остаточного аустенита при цементации деталей машин, изготовленных из нее, и появлению продуктов внутреннего окисления, что в конечном итоге снижает твердость упрочненного слоя и, следовательно, сопротивление усталости деталей машин. Кроме того, при повышенном содержании марганца в большей степени проявляется продольная волокнистость, которая приводит к ухудшению свойств материала в поперечном направлении и снижению ударной вязкости;

повышенное содержание в стали никеля, что приводит к необоснованному удорожанию стали и деталей из нее;

недостаточное содержание в стали ниобия ($< 0,03 \%$), что приводит в процессе изготовления деталей машин из этой стали к неэффективному измельчению аустенитного зерна при цементации.

Из известных наиболее близким по технической сущности является способ изготовления стальной детали [4], при котором осуществляют формообразование заготовки из стали, содержащей легирующие элементы при следующем соотношении компонентов, мас. %: углерод 0,20-0,23; кремний 0,17-0,37; марганец 0,80-1,10; хром 0,40-0,70; никель 0,40-0,70; молибден 0,25-0,35; ниобий 0,04-0,06; алюминий 0,02-0,04; кальций 0,001-0,02; железо и неизбежные примеси - остальное, проводят предварительную термическую обработку заготовки путем нагрева до температуры 900-920 °С с выдержкой в течение 2 ч с последующим охлаждением со скоростью 20-30 °С/мин до температуры 600-650 °С с выдержкой 4 ч и охлаждением на спокойном воздухе до 20 ± 5 °С, осуществляют механическую обработку и проводят ХТО полученной детали, при которой цементацию выполняют при температуре 1000-1050 °С, с последующей финишной обработкой. Данный способ изготовления стальной детали обеспечивает сокращение длительности цементации, при этом улучшаются эксплуатационные характеристики деталей, такие как сопротивление усталости при изгибе и контактной усталости поверхностей зубьев зубчатых колес.

Недостатками способа являются:

низкая прокаливаемость цементованного слоя, вследствие чего не обеспечивается регламентированная в соответствии с ГОСТ 30634-99 эффективная толщина упрочненного слоя до зоны с твердостью 750 HV0,2, необходимая для обеспечения требуемых физико-механических характеристик крупномодульных зубчатых колес;

цементация при температуре 1000-1050 °С может быть осуществлена на современных вакуумных печах, которые находят ограниченное применение на автотракторных предприятиях, и не может быть реализована на широко применяемых атмосферных печах.

Задачей заявляемого изобретения является повышение качества изготовления зубчатого колеса из цементируемой стали путем обеспечения требуемого градиента твердости по толщине диффузионных слоев, обеспечивающего высокие физико-механические свойства обрабатываемых деталей, в частности крупномодульных зубчатых колес.

Задача решена за счет того, что в предлагаемом способе изготовления зубчатого колеса из цементируемой стали, при котором изготавливают заготовку зубчатого колеса из

стали, содержащей 0,19-0,22 мас. % углерода, 0,17-0,37 мас. % кремния, 0,8-1,1 мас. % марганца, 0,8-1,1 мас. % хрома, 1,0-1,3 мас. % никеля, 0,4-0,5 мас. % молибдена, 0,05-0,08 мас. % ниобия, 0,02-0,04 мас. % алюминия, 0,002-0,020 мас. % кальция, 0,002-0,020 мас. % азота, остальное - железо и неизбежные примеси, проводят предварительную термическую обработку заготовки зубчатого колеса путем нагрева до температуры 900-920 °С с выдержкой в течение 2 ч и последующим охлаждением со скоростью, определяемой согласно графику, приведенному на фиг. 1, до температуры 20±5 °С, осуществляют механическую обработку и проводят ХТО полученной детали, при которой выполняют цементацию при температуре 930 °С в две стадии, при этом первую стадию проводят при углеродном потенциале насыщающей атмосферы 1,2±0,05 %, а вторую стадию - при углеродном потенциале, соответствующем эвтектоидному содержанию углерода в диффузионном слое стали цементируемой детали, причем время проведения второй стадии составляет 17±2 % от общего времени цементации, а общее время цементации τ , ч, определяют по формуле:

$$\tau = 3,2627m - 5,3,$$

где m - модуль зубчатого колеса, мм,

затем деталь охлаждают на спокойном воздухе до 20 + 5 °С, после чего осуществляют нагрев детали до температуры 890±10 °С с выдержкой при этой температуре в течение 0,5±0,1 ч, после чего деталь охлаждают в масле со скоростью 20-100 °С/мин до температуры 100 °С, затем осуществляют повторный нагрев детали до температуры 775±15 °С, проводят закалку в масло и выполняют низкий отпуск при температуре 170±5 °С в течение не менее 2,5 ч с последующей финишной обработкой.

В частном случае исполнения предварительную термическую обработку заготовки зубчатого колеса осуществляют в печи с открытой крышкой при отключенных нагревателях.

Также объектом изобретения является крупномодульное зубчатое колесо механической передачи, привода или трансмиссии, полученное описанным выше способом из стали указанного состава.

Изобретение поясняется следующими фигурами.

На фиг. 1 приведен температурно-временной график охлаждения при проведении предварительной термической обработки поковок из стали заявляемого состава.

На фиг. 2 изображена микроструктура образцов из стали заявляемого состава после предварительной термической обработки, состоящая из двух составляющих: частично вытянутого, слегка полосчатого пластинчатого и зернистого перлита (темный) в равноосной, слегка полосчатой, ферритной (нетравленной) матрице.

На фиг. 3 изображена прокаливаемость опытных плавок стали-прототипа (кривая 1), а также заявляемой стали (кривые 2, 3, 4 и 5) соответственно с минимальным, максимальным, средним и фактическим легированием.

На фиг. 4 изображена микроструктура цементованного слоя образца стали после ХТО.

На фиг. 5 изображена микроструктура сердцевины образца стали после ХТО и травления в 4%-ном растворе азотной кислоты.

На фиг. 6 изображена микроструктура сердцевины образца стали после ХТО и травления в реактиве по патенту ВУ 14748.

На фиг. 7 приведена прокаливаемость образца стальной детали после полного цикла обработки в сравнении с прокаливаемостью окончательно изготовленного образца из стали-прототипа.

Заявляемый состав стали обосновывается следующим. Углерод - основной элемент в стали, определяющий ее прокаливаемость и закаливаемость. Нижний предел 0,19 мас. % определен необходимостью обеспечить требуемую твердость, определяющую уровень прочности данной стали после термической обработки, верхний предел 0,22 мас. % ограничен необходимостью обеспечения регламентированного уровня прокаливаемости стали.

Марганец вводят в сталь с целью обеспечения прокаливаемости, прочностных характеристик, необходимой глубины цементованного слоя и ударной вязкости. При этом верхний предел содержания марганца 1,1 мас. % определяется необходимостью уменьшения количества остаточного аустенита и продуктов внутреннего окисления при цементации, а нижний 0,8 мас. % - необходимостью обеспечить требуемый уровень прочности готовых изделий и прокаливаемость стали.

Нижний предел по кремнию 0,17 мас. % обусловлен технологией раскисления стали. Содержание кремния выше 0,37 мас. % неблагоприятно скажется на характеристиках пластичности стали, а при цементации замедлит процесс диффузии углерода в сталь.

Хром, никель и молибден используются как упрочнители твердого раствора и как элементы, существенно повышающие устойчивость переохлажденного аустенита и увеличивающие прокаливаемость стали. При этом верхний уровень содержания указанных элементов (соответственно 1,10 мас. % Cr, 0,50 мас. % Mo, 1,30 мас. % Ni) определяется необходимостью обеспечения требуемого уровня прочности стали, а нижний (соответственно 0,80 мас. % Cr, 0,40 мас. % Mo, 1,0 мас. % Ni) - необходимостью обеспечить требуемый уровень прокаливаемости стали для крупномодульных зубчатых колес на глубине диффузионного слоя, в зоне действия максимальных глубинных контактных напряжений. Нормирование максимального предела содержания молибдена, хрома и никеля исключает излишнее удорожание стали.

Алюминий использован в качестве раскислителя стали и обеспечивает ее чистоту от оксидных примесей, а также защиту от роста зерна при термической обработке. Нижний уровень содержания (0,02 мас. %) определяет требование обеспечения мелкозернистости. При содержании алюминия, превышающем 0,04 мас. %, ухудшается макроструктура стали из-за повышенного содержания в ней неметаллических включений и снижения пластических свойств, а также увеличивается размер зерна. Алюминий измельчает зерно только при повышенном содержании азота с образованием нитридов. Нижний предел содержания азота 0,002 мас. % обусловлен эффективностью образования нитридов алюминия, верхний предел 0,02 мас. % - способностью растворяться в стали заявленного состава.

Алюминий и ниобий представляют собой элементы, которые обеспечивают мелкозернистость металла. Мелкозернистость структуры необходима для достижения высокой усталостной прочности поверхностного слоя и сердцевины после цементации или нитроцементации, а также для стабилизации деформаций при закалке. Она важна также для получения регламентированной прокаливаемости.

Введение ниобия способствуют уменьшению величины зерна, устранению химической и структурной неоднородности, разнотекучности, увеличению дисперсности перлитной смеси, повышению предела текучести, временного сопротивления (предела прочности), ударной вязкости и хладостойкости. При содержании ниобия ниже 0,05 мас. % функция влияния на размер зерен становится недостаточной при длительной выдержке, особенно в случае минимального содержания алюминия. Увеличение содержания ниобия более 0,08 мас. % не ведет к улучшению свойств, но увеличивает расход легирующих элементов.

Кальций обладает высоким химическим сродством к кислороду и к сере, поэтому введение кальция в сталь обеспечивает высокую степень ее раскисления, обеспечивает высокую степень десульфурации и низкое содержание серы после выплавки стали. Кальций оказывает благоприятное влияние на морфологию включений в стали. Вследствие раскисления стали алюминием образуются тугоплавкие включения глинозема, ухудшающие чистоту металла, а также затрудняющие разливку вследствие зарастания разливочных стаканов. Образующийся при введении кальция оксид CaO , взаимодействуя с частицами Al_2O_3 , обеспечивает образование менее тугоплавких неметаллических включений. Те из них, которые остаются в металле, имеют очень малые размеры и сферическую форму, они не деформируются в процессе обработки давлением, не вытягиваются в цепочки остроугольных кластеров, что характерно для включений глинозема, и в малой степени ухуд-

шают свойства металла. Раскисленная алюминием сталь после введения кальция практически не имеет и пластичных силикатов. Кальций уменьшает также вредное влияние оставшейся в металле серы, так как механические свойства сульфида кальция CaS существенно выше свойств сульфида марганца MnS, в результате сульфиды также приобретают более округлую форму при значительно меньшей длине (вдоль направления пластической деформации). Кроме того, присутствие кальция способствует переводу включений глинозема в жидкие алюминаты кальция, что, в свою очередь, способствует ускорению удаления включений из металла. Кальций благоприятно влияет на обрабатываемость стали, что способствует повышению производительности металлообрабатывающих станков благодаря возможности работы на повышенных скоростях резания. При содержании кальция менее 0,002 мас. % его положительное действие проявляется слабо.

Фосфор и сера в стали являются вредными примесями, их концентрация должна быть как можно меньшей. Но при концентрации фосфора не более 0,015 мас. % и серы не более 0,01 мас. % их отрицательное влияние незначительно.

Предлагаемое соотношение элементов в стали найдено экспериментальным путем и является оптимальным, поскольку позволяет получить комплексный технический эффект - обеспечение глубинной контактной усталости высоконапряженных крупномодульных зубчатых колес при минимальном их короблении в процессе термической обработки. При нарушении соотношения элементов ухудшаются свойства стали, наблюдается их нестабильность и технический эффект не достигается.

Применение в предлагаемом способе предварительной термической обработки заготовок при охлаждении со скоростью, определяемой по предложенной зависимости согласно фиг. 1, позволяет получить феррито-перлитную структуру с требуемой твердостью, способствующей хорошей обрабатываемости при механической обработке. Термическая обработка с меньшей скоростью способствует получению в структуре большого количества феррита, снижающего твердость заготовок и затрудняющего механическую обработку. Увеличение скорости охлаждения вызывает рост перлитной составляющей в структуре заготовок, повышение их твердости, что вызывает износ и поломку режущего инструмента.

Применение в предлагаемом способе цементации в две стадии: первую стадию насыщения проводят при углеродном потенциале насыщающей атмосферы $1,2 \pm 0,05$ %, а стадию диффузионного выравнивания проводят при углеродном потенциале, соответствующем эвтектоидному содержанию углерода в диффузионном слое цементованной детали для марки стали детали, причем время диффузионного выравнивания составляет 17 ± 2 % от суммарного времени насыщения, позволяет получать требуемый градиент углерода в диффузионном слое, способствующий максимально уменьшить остаточные растягивающие напряжения в тонких поверхностных слоях обрабатываемых деталей.

Применение двухстадийного режима закалки деталей после цементации обусловлено тем, что содержание углерода не одинаково в разных зонах сечения детали и уменьшается от 0,8 мас. % в наружном слое до 0,19 мас. % в сердцевине. Поэтому для малоуглеродистой сердцевины, исходя из критических точек превращения A_{c1} и A_{c3} , нужен более высокий нагрев при закалке, чем для поверхностного слоя. Первая закалка с регламентированной скоростью охлаждения обеспечивает измельчение зерна сердцевины, но не может формировать благоприятную структуру поверхностного слоя, так как нагрев до 880-910 °C для науглероженного слоя чрезмерно высок. Вторичная закалка с нагревом до 760-790 °C обеспечивает измельчение зерна цементованного слоя и формирует в нем мартенситную структуру, необходимую для получения высокой поверхностной твердости.

Применение указанного способа изготовления деталей, например зубчатых колес, позволяет сформировать в цементованном слое действительное зерно на уровне 10-11 баллов, а в сердцевине 9-10 баллов, что значительно повышает пластичность цементованного слоя при высокой его твердости и вязкость сердцевины, обеспечивая тем самым высокие физико-механические свойства стали. Повышение предела текучести и ударной

вязкости способствует увеличению пределов выносливости стали при изгибном и контактном нагружении.

Применение термической обработки проката из стали заявляемого состава, включающего нормализацию с температуры нагрева 900 °С и выполняемую с повторного нагрева валков после их прокатки и охлаждения, обеспечивает получение в прокате действительного зерна не крупнее № 8, что наиболее благоприятно для снижения деформации деталей после высокотемпературной обработки.

Пример осуществления изобретения.

Изготовили прокат стали с химическим составом согласно таблице плавка 5, из которого изготовили путем формообразования (термодеформационной обработкой) заготовки для зубчатых колес с модулем 10 мм. Предварительную термическую обработку заготовок проводили по следующему режиму: нагрев до температуры 900-920 °С, выдержка в течение 2 ч, охлаждение с понижением температуры согласно графику на фиг. 1 до температуры 20 °С. Изменение (снижение) температуры происходило по зависимости:

$$T (^{\circ}\text{C}) = 896,87 - 320,45\tau + 111,01\tau^2 - 21,528\tau^3 + 1,9851\tau^4 - 0,0686\tau^5,$$

где τ - время (ч).

Твердость заготовок составила 200-207 НВ. Микроструктура образцов из стали заявленного состава после ПТО состоит из двух составляющих (фиг. 2) - пластинчатого и зернистого перлита (темная) и феррита (светлая).

Механическую обработку заготовок провели на комплексной технологической линии, включающей оборудование для полной механической обработки с программным управлением.

ХТО деталей на толщину диффузионного слоя 2,57 мм провели в печи IPSEN по следующему режиму: температура цементации 930 °С, полное время цементации 1630 мин (27,2 ч), время первой стадии цементации при углеродном потенциале 1,2 % С - 1330 мин; время второй стадии цементации при углеродном потенциале 0,75 % С - 300 мин. Глубина диффузионного слоя составила 2,54 мм при содержании углерода 0,35 % С.

Первую закалку провели в закалочной печи от температуры 900 °С после выдержки при углеродном потенциале 0,75 % С со скоростью 100 °С/мин до температуры 100 °С, затем повторно нагрели деталь до 790 °С и провели ее закалку в масло. Низкий отпуск выполнили при температуре 170±5 °С в течение 2,5 ч.

Наряду с опытными сталями по изобретению провели выплавку и испытания в аналогичных условиях стали, выбранной за прототип.

В таблице приведен химический состав опытных плавок стали, по которому плавка 1 соответствует прототипу. Плавки 2, 3 и 4 соответствуют заявляемому содержанию легирующих элементов: минимальному (плавка 2), максимальному (плавка 3) и среднему (плавка 4) химическому составу. Плавка 5 соответствует химическому составу конкретной плавки стали на металлургическом комбинате.

Компонентный состав сталей, мас. %

№ плавки		C	Si	Mn	Ni	S	P	Ca	Al	Cr	Mo	Nb	N
Прототип 1		0,21	0,30	0,95	0,50	0,008	0,010	0,0015	0,03	0,50	0,30	0,05	-
Заявляемый способ	2	0,19	0,17	0,80	0,90	0,008	0,010	0,002	0,02	0,80	0,40	0,05	0,002
	3	0,22	0,37	1,10	1,20	0,008	0,010	0,02	0,04	1,10	0,5	0,09	0,02
	4	0,205	0,27	0,95	1,05	0,008	0,010	0,011	0,03	0,95	0,45	0,065	0,011
	5	0,19	0,31	0,91	0,92	0,004	0,009	0,002	0,03	0,91	0,43	0,067	0,02

Результаты определения прокаливаемости расчетным [5] и экспериментальным методами в соответствии с ГОСТ 5657-69 опытных плавок сталей приведены на фиг. 3, на которой номера кривых прокаливаемости соответствуют номерам плавок. Из приведенных

данных видно, что прокаливаемость (твердость образца при торцевой закалке) плавов 2 и 3, которые по содержанию легирующих элементов соответствуют минимальным и максимальным заявляемым пределам, составляет: на расстоянии от торца образца 30 мм, по которому можно судить о твердости сердцевины зубчатых колес с модулем 10 мм, - от 25 до 49 HRC. Прокаливаемость плавки 1, соответствующей химическому составу прототипа, на расстоянии 30 мм значительно ниже и составляет 22 HRC. Прокаливаемость изготовленного проката из стали заявленного состава (плавка 5) составляет 35 HRC, совпадает с результатами экспериментальных исследований (пунктирные линии на фиг. 3) и регламентированными требованиями к твердости сердцевины зубчатых колес с модулем 10 мм.

Микроструктура диффузионного слоя свидетеля из стали предложенного состава после полного цикла ХТО по предложенному способу состоит из мелкоигльчатого и мелкоигльчатого мартенсита при размере игл не более 3 балла и остаточного аустенита 1 балла (фиг. 4, травление в 4%-ном растворе азотной кислоты).

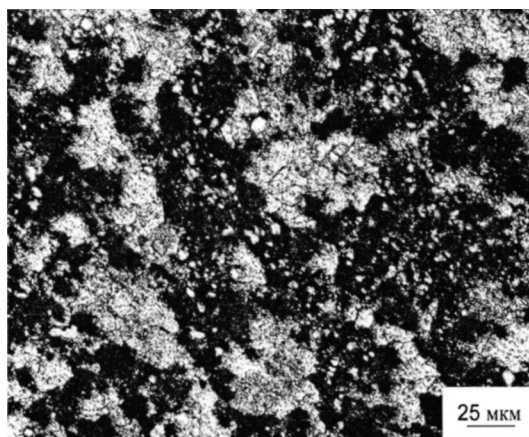
Микроструктура сердцевины свидетеля после травления в 4%-ном растворе азотной кислоты: ориентированная мартенситно-бейнитная (фиг. 5). Твердость 35-40 HRC. После травления в реактиве согласно [6] выявлена разнотернистость, величина зерна № 9-11 (фиг. 6).

Результаты исследований показывают большое преимущество способа изготовления стальной детали согласно изобретению по отношению к прототипу, так как эффективная толщина слоя с твердостью 750 HV_{0,2} составляет 0,7-0,8 мм; 700 HV_{0,2} - 1,5-1,6 мм, а с твердостью 600 HV_{0,2} - 2,4-2,5 мм. Полученные данные свидетельствуют о том, что сталь по изобретению удовлетворяет требованиям по качеству микроструктуры и эффективной толщине цементованного слоя, предъявляемым к высоконапряженным зубчатым колесам трансмиссий энергонасыщенных машин [7].

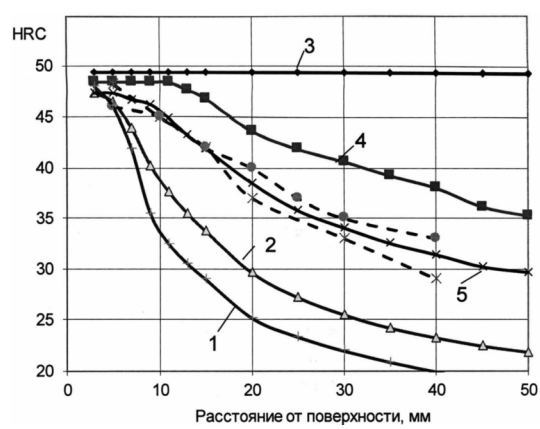
Обеспечение твердости диффузионного слоя 750 HV_{0,2} на его глубине 0,7-0,8 мм является необходимым и достаточным условием обеспечения сопротивления глубинной контактной усталости высоконапряженных крупномодульных зубчатых колес, имеющих в этой зоне максимальные величины контактных напряжений. Это обстоятельство является важным преимуществом перед прототипом, у которого зона с твердостью 750 HV_{0,2} отсутствует, и оказывает большое влияние на сопротивление контактной усталости зубьев крупномодульных зубчатых колес. Полученное преимущество заявляемого способа отвечает поставленной при его разработке задаче.

Источники информации:

1. ЛАХТИН Ю.М. и др. Химико-термическая обработка металлов. Учебное пособие для вузов. Москва: Металлургия, 1985, 256 с.
2. ГОЛЬДШТЕЙН М.И. и др. Специальные стали. Москва: МИСИС, 1999, 408 с.
3. BY 10893 C1, 2008.
4. EA 031975, 2019.
5. BY 20150109, 2016.
6. BY 14748 C1, 2011.
7. РУДЕНКО С.П. и др. Технические требования к качеству цементованных слоев зубчатых колес трансмиссий энергонасыщенных машин. Автомобильная промышленность. 2011, № 9, с. 33-36.



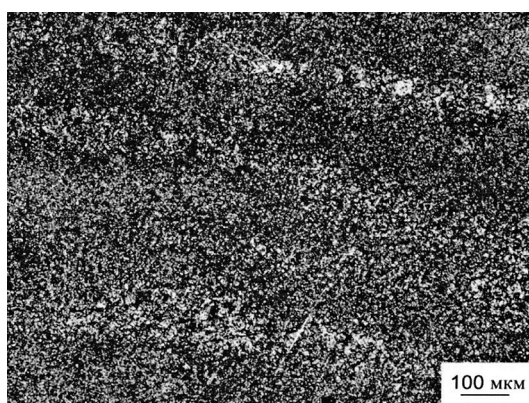
Фиг. 2



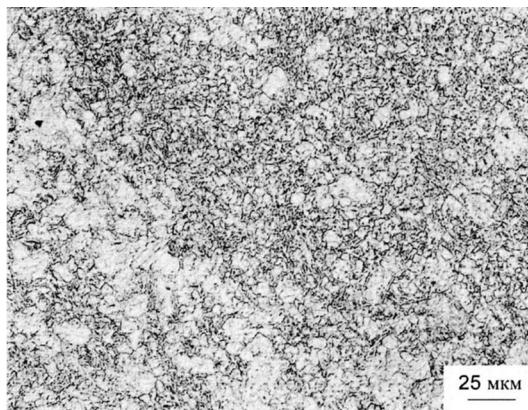
Фиг. 3



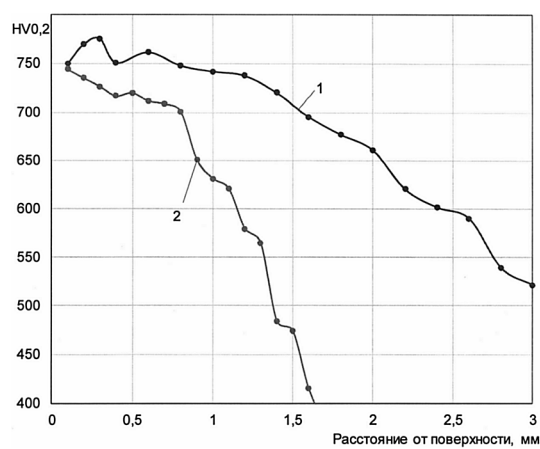
Фиг. 4



Фиг. 5



Фиг. 6



Фиг. 7