

УДК 625-1/-3

DOI: 10.30987/article_5d2635cb224a89.81941775

Д.Г. Евсеев, д.т.н.,
А.В. Саврухин, д.т.н.,
А.Н. Неклюдов, к.т.н.
(Российский университет транспорта, 127729, г. Москва, ул. Образцова, д. 9, стр. 9)
E-mail: sav_av@mail.ru

Инновационная технология термической обработки боковой рамы тележки грузового вагона, обеспечивающая повышение ее усталостной прочности

Приведены основные положения технологии термического упрочнения боковой рамы тележки грузового вагона из малоуглеродистых сталей на основе разработанной методики определения параметров термической обработки по результатам компьютерного моделирования кинетики структурных и фазовых превращений в стали. Представлены результаты компьютерного моделирования структурообразования в стали 20 ГЛ с содержанием кремния 0,42 и 0,53 % при реализации различной интенсивности охлаждения. Компьютерное моделирование проведено на основе разработанной методики, построенной на основе использования диаграммы распада аустенита с учетом различных скоростей охлаждения. Выполнена экспериментальная оценка состояния боковой рамы тележки после реализации разработанной технологии.

Ключевые слова: боковая рама; грузовой вагон; термическая обработка; кинетика тепловых процессов; структурно-фазовые превращения.

D.G. Evseev, Dr. Sc. Tech.,
A.V. Savrukhin, Dr. Sc. Tech.,
A.N. Neklyudov, Can. Sc. Tech.

(Russian University of Transport, Building 9, 9, Obratsov Str., Moscow, 127729)

Thermal treatment innovation technology of bogie side frame in freight car ensuring its fatigue strength increase

Basic regulations of the thermal strengthening technology of a bogie side frame in a freight car made of mild steel based on the procedure developed for the parameter definition of thermal treatment on the results of the computer simulation of kinetics of structural and phase transformations in steel are shown. The results of the computer simulation of structure formation in 20 GL steel containing 0.42 and 0.53% of silicon at the realization of different cooling intensity are shown. The computer simulation is carried out on the basis of the developed procedure formed on the basis of the austenite decomposition diagram taking into account different cooling rates. The experimental assessment of a bogie side frame state after realization of the technology developed is carried out.

Keywords: side frame; freight car; thermal treatment; heat process kinetics; structure-phase transformations.

В настоящее время малоуглеродистые стали применяются для изготовления широкого спектра элементов машиностроительных конструкций. Основными преимуществами этих сталей являются хорошая свариваемость, высокие значения вязкости и пластичности. К недостаткам можно отнести низкие значения прочностных характеристик. Из малоуглеродистых сталей изготавливается большинство элементов конструкций грузовых вагонов – корпуса автосцепок, боковая рама и наддресорная балка тележки грузовых вагонов и др. С целью повышения потребительских свойств

данные элементы конструкции проходят термическую обработку.

Значительное количество отказов в эксплуатации приходится на долю боковых рам тележек грузовых вагонов, которые имеют преимущественно усталостный характер. Особенно опасны усталостные трещины во внутренних и внешних радиусах (R55) буксового проема боковых рам. На их долю приходится до 60 % всех усталостных трещин, выявляемых при ремонте, а также основная доля случаев излома боковых рам в эксплуатации (рис. 1). Это всегда приводит к тяжелым мате-

риальным последствиям, значительным задержкам движения поездов, негативно сказывается на безопасности движения.



Рис. 1. Усталостные трещины в зоне радиусом R55 буксового проема боковых рам в эксплуатации

Боковые рамы представляют собой отливки сложной геометрической формы, изготавливаемые по ГОСТ 32400-2013 из низкоуглеродистой стали марки 20ГЛ, с содержанием химических элементов: углерод – 0,17...0,25 %; кремний – 0,3...0,5 %; марганец – 1,1...1,4%.

В соответствии с ГОСТ 32400-2013 боковые рамы подвергаются следующим видам термической обработки: нормализации или нормализации с отжигом I рода. После реализации указанных видов термической обработки боковые рамы характеризуются невысокими прочностными свойствами (временное сопротивление – около 500 МПа, предел текучести – около 410 МПа), что негативно сказывается на циклической долговечности и живучести рам в эксплуатации.

В соответствии с нормативной документацией микроструктура основного металла боковой рамы является равномерной мелкозернистой феррито-перлитной (балл зерна 8 по ГОСТ 5639-82) (рис. 2).

Проблемы повышения прочности и надежности эксплуатации боковых рам тележек грузовых вагонов неоднократно рассматривались в работах отечественных ученых [1]. В основном теоретические и экспериментальные ис-

следования были направлены на изучение напряженно-деформированного состояния боковых рам в эксплуатации, анализ причин образования различных видов дефектов. Однако высокая повреждаемость трещинами боковых рам в эксплуатации поставила вопрос о необходимости проведения исследований по формированию свойств, обеспечивающих повышение усталостной долговечности и живучести.

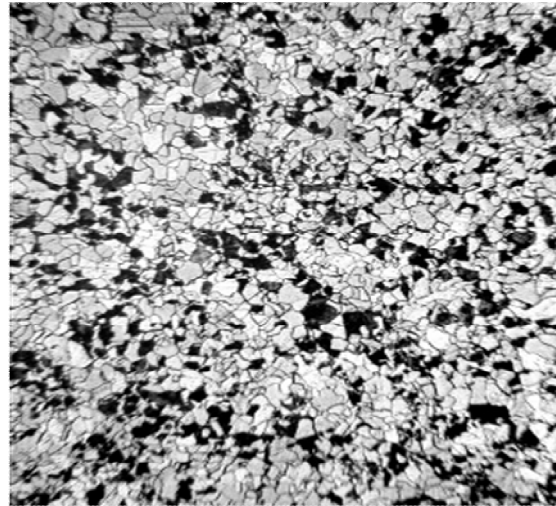


Рис. 2. Микроструктура металла боковой рамы (×100)

Таким образом, актуальной задачей явилась разработка технологии термической обработки боковой рамы тележки грузового вагона, изготовленной из малоуглеродистой стали с целью повышения надежности и эксплуатационного ресурса.

Структура малоуглеродистой стали представляет собой систему различных по свойствам и строению структурных составляющих. Тепловое состояние системы при различных видах теплового воздействия может сопровождаться изменением исходного фазового и структурного составов. Характер протекания структурно-фазовых превращений определяется направлением изменения теплосодержания системы (нагрев, охлаждение), значениями температур и скоростями охлаждения/нагрева в критическом интервале температур. Формирование заданного комплекса свойств является результатом протекания нестационарных тепловых процессов и структурных превращений при реализации различных режимов технологических процессов термического упрочнения.

При проведении закалки в процессе термической обработки окончательная микрострук-

тура стали определяется переходом аустенита в закалочные структуры или феррито-цементитные смеси различной степени дисперсности. Тип получаемой структуры зависит от таких факторов, как химический состав, максимальная температура нагрева до момента начала охлаждения, скорости охлаждения в интервале критических температур и фактической минимальной температуры охлаждения.

Химический состав стали определяет спектр критических скоростей охлаждения и интервалы температур начала и окончания соответствующих структурно-фазовых превращений. Максимальная температура и скорость нагрева стали до момента начала охлаждения определяют степень завершенности формирования однородной структуры аустенита. Скорости охлаждения аустенита в интервале температур его наименьшей устойчивости определяют характер превращений аустенита, т.е. наличие условий для формирования закалочных структур или распада аустенита на феррито-цементитные смеси различной степени дисперсности. Минимальная температура после завершения этапа охлаждения определяет степень завершенности структурно-фазовых превращений.

Анализ фазовых и структурных превращений в малоуглеродистых сталях на этапах нагрева и охлаждения связан с необходимостью выполнения ряда условий. Во-первых, для оценки кинетики структурных превращений необходимо на этапе охлаждения использовать диаграммы распада аустенита, обеспечивающие возможность оценки кинетики структурного состава в зависимости от скорости охлаждения в интервале критических температур. Во-вторых, при интенсивной закалке состояние системы характеризуется наличием зон с высоким градиентом температур и большой разницей между максимальными и минимальными значениями температуры, в ограниченных областях.

В ряде ранее опубликованных работ анализ кинетики структурных превращений проводился на основе использования диаграммы анизотермического распада аустенита (АРА), построенной для случая охлаждения аустенита с максимальных подсолидусных температур 1350 °С. Для анализа процесса, связанного с термической обработкой боковой рамы из малоуглеродистой стали, необходимо располагать диаграммами распада аустенита для рассматриваемой стали для более низких температур – от 800 до 1100 °С.

Для проведения уточненной оценки кинетики

структурного состава стали марки 20ГЛ при тепловых процессах, связанных с реализацией термической обработки, разработана методика анализа кинетики структурных превращений, основанная на использовании диаграмм распада аустенита при охлаждении (рис. 3, 4) [2].

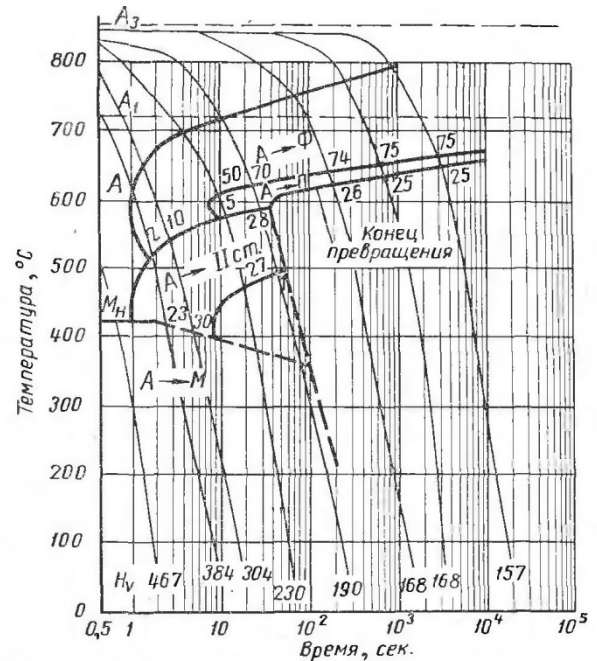


Рис. 3. Диаграмма распада аустенита стали 20ГЛ с содержанием основных элементов: углерод – 0,19 %; кремний – 0,42 %; марганец – 1,2 %; хром – 0,08 %; медь – 0,21 %

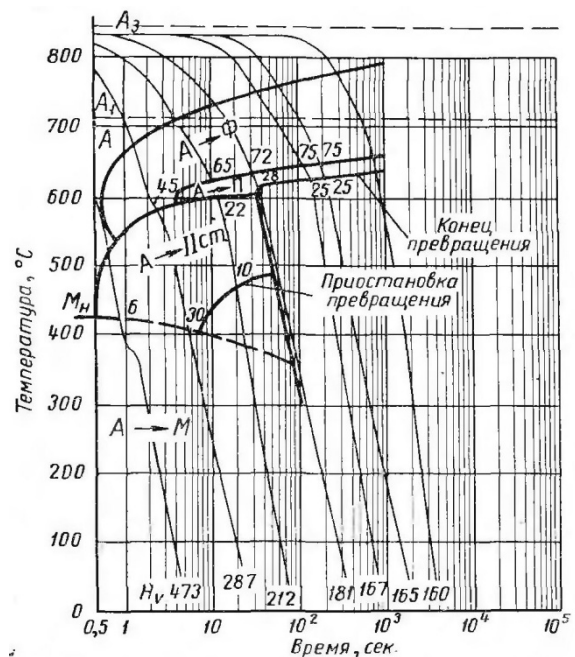


Рис. 4. Диаграмма распада аустенита стали 20ГЛ с содержанием основных элементов: углерод – 0,2 %, кремний – 0,53 %, марганец – 1,2 %, хром – 0,1 %, медь – 0,17 %

Для реализации процесса закалки и получения структуры мартенсита в соответствии с диаграммами (см. рис. 3 и 4) необходимо охлаждение с чрезвычайно высокими скоростями для исключения начала процесса распада аустенита и обеспечения его перехода в закалочные структуры.

Анализ диаграмм свидетельствует о том, что распад аустенита на феррито-цементитные смеси различной степени дисперсности при малых скоростях охлаждения начинается уже при температурах близких к 700 °С. Это исключает возможность исследования процесса образования закалочных структур при малых скоростях охлаждения на основе использования диаграмм в координатах $T - w_{6/5}$, и приводит к необходимости использования диаграмм в координатах $T - w_{8/7}$.

Анализ диаграмм, приведенных на рис. 3 и 4, свидетельствует о том, что имеет место значительное влияние содержания кремния на критические скорости закалки и прокаливаемость для данной марки стали. Поэтому при разработке и построении моделей рассматривались обе диаграммы, что обеспечило возможность проведения анализа структурообразования в боковине рамы тележки при термической обработке при отклонениях по химическому составу в пределах ГОСТ 977-88 и более точному определению основных параметров технологии термического упрочнения.

Разработанная методика оценки кинетики структурного состава в процессе моделирования на базе использования приведенных диаграмм основана на анализе текущего положения рассматриваемой точки в пространстве диаграммы в координатах «температура – скорость охлаждения» в интервале температур 800...700 °С ($T - w_{8/7}$). Для этого на диаграммах выделены области, определяющие структурный состав в зависимости от химического состава и текущей на данном шаге решения скорости охлаждения в заданном интервале температур (рассмотрены диаграммы распада аустенита – см. рис. 3 и 4, скорости охлаждения $w_{8/7}$ определялись для каждой области отдельно с учетом химического состава стали: 0,42 % Si или 0,53 % Si):

область № 1 – образование только феррито-перлитной смеси;

область № 2 – образование феррито-перлитной смеси и структуры бейнита;

область № 3 – образование феррито-перлитной смеси, бейнитной и мартенситной структур;

область № 4 – образование бейнитной и

мартенситной структур;

область № 5 – образование структуры мартенсита.

Каждая точка на линии диаграммы определяет не только температуру начала или конца превращения, но и процентное содержание структурной составляющей в момент завершения превращения. Следовательно, при охлаждении аустенита со скоростью, соответствующей области №1, в структуре присутствуют только феррито-перлитные смеси. При попадании в области возможного формирования смесей структур (области № 2 – 4) состав отдельной структурной составляющей определяется исходя из значений процентного содержания составляющих на линиях окончания их превращения и текущей температуры точки, полученного на основе использования структурных диаграмм.

Следует подчеркнуть, что разработанная методика позволяет для каждой точки расчетной модели на каждом шаге решения проводить анализ структурного состава на основе значений максимальной температуры нагрева, скорости охлаждения в интервале критических температур, текущего значения температуры и структурного состава на предыдущем шаге, а по структурному составу и температуре в рассматриваемый момент времени определять механические свойства любой марки стали, в том числе малоуглеродистой, в каждой точке рассматриваемого объекта.

Изложенная методика оценки структурного состава является необходимым компонентом общей методики решения задачи нестационарной теплопроводности и термоупругопластичности, новизна которой состоит в том, что при определении теплофизических и механических характеристик материала в каждой точке рассматриваемой модели осуществляется анализ текущего структурного состава с учетом предыстории теплового нагружения, определяется структурный состав и на основе принципа аддитивности вычисляются параметры материала с учетом зависимости свойств отдельных структурных составляющих от температуры.

Одним из наиболее эффективных методов, применяемых для проведения моделирования сложных нестационарных процессов, в настоящее время является метод конечных элементов (МКЭ). В Российском университете транспорта разработан программный комплекс SANAK, обеспечивающий возможность решения широкого круга задач: тепловых, деформационных, термодиффузионных в ста-

ционарной и нестационарной постановках. При разработке инновационной технологии термической обработки деталей из малоуглеродистых сталей выполнялось многовариантное компьютерное моделирование на основе использования указанного программного комплекса.

Принимая во внимание особенности химического состава, сложность и нестационарность процесса термической обработки, моделирование осуществлялось в нестационарной нелинейной постановке. Решение тепловых задач в нестационарной нелинейной постановке обеспечивает возможность проведения уточненной оценки теплового и структурного состояний системы в каждый момент времени. Решение задачи в нелинейной постановке предполагает учет кинетики теплофизических свойств в каждой точке континуума в зависимости от текущего теплового состояния, что достигается за счет использования банка данных свойств для соответствующей структурной составляющей рассматриваемой марки стали в заданном температурном диапазоне. В то же время кинетика тепловых процессов может являться причиной протекания фазовых и структурных превращений на различных этапах охлаждения, связанных с перестроением кристаллической решетки и наличием диффузионных процессов. Отдельные фазовые и структурные составляющие одной и той же марки стали могут существенно отличаться по своим теплофизическим и механическим характеристикам. Использование при проведении компьютерного моделирования усредненных характеристик материала без учета кинетики фазовых и структурных превращений в соответствующих температурных диапазонах приводит к усреднению получаемых результатов, что отрицательно сказывается на их соответствии истинным процессам, протекающим в материале.

Технология термической обработки, как отмечалось ранее, предполагает нагрев изделия и последующее охлаждение. При нагреве существенное значение имеет максимальная температура, так как она во многом оказывает существенное влияние на размер зерна аустенита. Время нагрева определяет протекание тепловых процессов, что существенно сказывается на формировании полей внутренних временных термических напряжений, обусловленных разностью температур отдельных зон и сложностью геометрии изделия. В то же время длительное пребывание боковой рамы при высоких температурах приводит к обезуг-

лероживанию поверхностных слоев и ухудшению получаемых характеристик на поверхности.

Получение заданного комплекса структур и, как следствие, механических характеристик зависит от структурного состава в момент начала закалки и параметров охлаждения при закалке. Структурный состав в момент начала охлаждения определяется температурой нагрева балки и периодом охлаждения между окончанием нагрева и началом охлаждения. Как показали экспериментальные исследования, временной интервал между окончанием нагрева и началом охлаждения определяется продолжительностью технологических операций по перемещению боковой рамы из печи в закалочное устройство:

- временем открывания заслонки и выдвиганием пода с балкой из печи (t_3);
- временем транспортировки балки с пода печи в закалочное устройство (t_n);
- временем подготовки закалочного устройства к началу подачи охлаждающей жидкости (t_{3y}).

Общее время охлаждения после нагрева перед закалкой составляет:

$$t_0 = t_3 + t_n + t_{3y}. \quad (1)$$

Для определения рациональных температур нагрева боковой рамы в печи выполнено компьютерное моделирование кинетики тепловых процессов и структурных превращений в элементах боковой рамы толщиной 20 мм (толщина стенки по чертежам) при различных максимальных значениях температуры нагрева: 850, 900, 1000, 1100 и 1150 °С.

В качестве примера на рис. 5 представлены графики изменения температуры на поверхности, на глубине 10 мм и на внутренней грани стенки при охлаждении боковой рамы на воздухе с начальной температуры 1000 °С в течение 300 с при температуре окружающей среды, равной 20 °С.

Анализ результатов компьютерного моделирования (см. рис. 5) свидетельствует о том, что при охлаждении балки с начальной температуры 1000 °С температура на поверхности балки снижается до значений 736 °С через 270 с что соответствует охлаждению аустенита до температуры начала выделения ферритной структурной составляющей. Установлено, что время начала охлаждения для получения закалочных структур не должно превышать 270 с ($t_0 < 270$ с).

Таким образом, по результатам компьютерного моделирования определены минимальные значения начала охлаждения боко-

вых рам при различных максимальных значениях температур нагрева: $850\text{ }^{\circ}\text{C} - t_0 < 154\text{ с}$; $900\text{ }^{\circ}\text{C} - t_0 < 208\text{ с}$; $1000\text{ }^{\circ}\text{C} - t_0 < 270\text{ с}$; 1100 и $1150\text{ }^{\circ}\text{C} - t_0 < 300\text{ с}$.

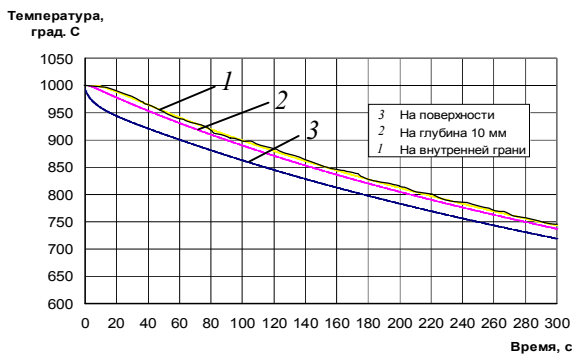


Рис. 5. Графики изменения температуры на поверхности (1), на глубине 10 мм (2) и на внутренней грани стенки (3) при охлаждении боковой рамы на воздухе с начальной температуры $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ при температуре окружающей среды $20\text{ }^{\circ}\text{C}$

Принимая во внимание существенное влияние химического состава малоуглеродистой стали на процессы фазовых и структурных превращений, определены минимально допустимые значения температур и времени до начала распада аустенита на ферритоцементитные смеси. Установлено, что при охлаждении с $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ повышение содержания кремния с $0,42$ до $0,53\%$ приводит к существенному сокращению времени начала выделения ферритной составляющей из аустенита – от 209 с при $\text{Si} = 0,42\%$ до 159 с при $\text{Si} = 0,53\%$. При охлаждении с $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ повышение содержания кремния в стали с $0,42$ до $0,53\%$ приводит к существенному сокращению времени начала выделения ферритной составляющей из аустенита – от 270 с при $\text{Si} = 0,42\%$ до 235 с при $\text{Si} = 0,53\%$.

Таким образом, проведенные исследования показали, что химический состав стали оказывает влияние на минимально допустимое время пребывания боковой рамы на воздухе после окончания нагрева в печи до начала охлаждения в закалочном устройстве при максимальной температуре нагрева до $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$. Это учитывалось при разработке технологического процесса инновационной термической обработки для определения максимально допустимого времени выполнения технологических операций с момента окончания нагрева в печи до момента начала охлаждения.

Особенностью разработанной инновационной технологии является реализация двухступенчатого охлаждения, при котором на пер-

вом этапе в поверхностных слоях боковой рамы формируются закалочные структуры, что приводит к формированию в этих слоях напряжений сжатия вследствие протекания дилатационных процессов.

На втором этапе охлаждения реализуется снижение интенсивности теплоотвода с поверхности, что приводит к частичному нагреву поверхностных слоев в результате процесса теплообмена с нагретыми внутренними слоями боковых стенок боковой рамы. В результате процесса повторного нагрева осуществляется распад закалочных структур на ферритоцементитные смеси высокой и средней степени дисперсности, формирование комплекса более высоких свойств по сравнению с исходным материалом. Реализация данного режима охлаждения обеспечивает понижение хрупкости, повышение пластичности и усталостной прочности боковых рам в зонах концентрации напряжений и разрушения в эксплуатации. Поэтому, учитывая сложность геометрии и объем обрабатываемого объекта, определение параметров охлаждения на каждом из этапов является определяющим фактором.

В соответствии с диаграммой (см. рис. 3) образование закалочных структур происходит в случае реализации охлаждения в интервале температур $900...420\text{ }^{\circ}\text{C}$ за время $0,5\text{ с}$. Охлаждение в интервале температур после образования закалочных структур должно осуществляться с меньшими скоростями для повышения температуры в зоне образования мартенсита и обеспечения его распада на ферритоцементитные смеси.

Для реализации двухступенчатого охлаждения боковой рамы из стали 20ГЛ выполнено компьютерное моделирование кинетики теплового состояния при изменении интенсивности охлаждения во времени. На рис. 6 представлены результаты компьютерного моделирования кинетики тепловых процессов по сечению стенки при двухступенчатом охлаждении.

Анализ результатов показывает, что область образования закалочных структур распространяется на глубину не более 2 мм . Повторный нагрев этой зоны вследствие теплопереноса приводит к распаду закалочных структур на ферритоцементитные смеси. Начиная с глубины 5 мм , охлаждение носит монотонный характер со скоростями, обеспечивающими распад аустенита на ферритоцементитные смеси.

На рис. 7 представлены результаты компьютерного моделирования кинетики темпера-

туры и структурного состава в стенке на расстоянии 1,0 мм от поверхности охлаждения.

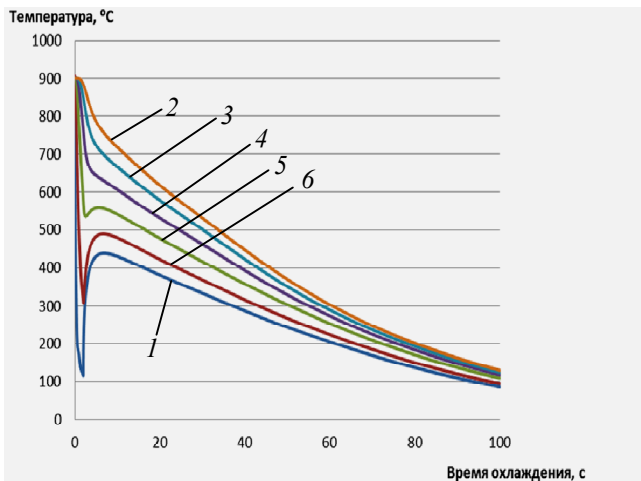


Рис. 6. Графики изменения температуры по сечению стенки на поверхности и с шагом 2 мм от поверхности при реализации двухступенчатого охлаждения: 1 – поверхность; 2 – 10 мм; 3 – 8 мм; 4 – 6 мм; 5 – 4 мм; 6 – 2 мм

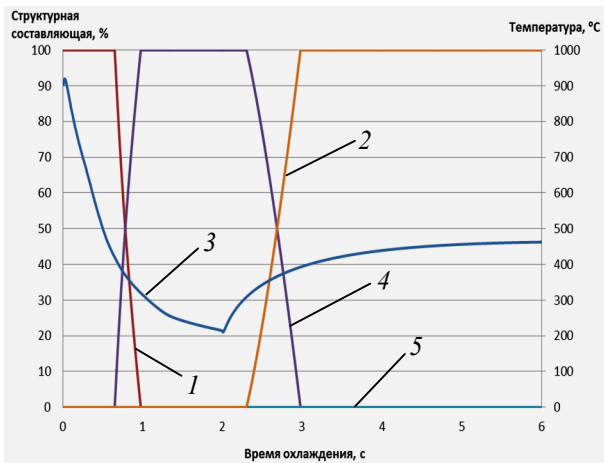


Рис. 7. Результаты компьютерного моделирования кинетики температуры и структурного состава в стенке на расстоянии 1 мм от поверхности охлаждения в результате реализации двухступенчатого охлаждения: 1 – аустенит; 2 – троостит; 3 – температура; 4 – мартенсит; 5 – бейнит

Анализ представленных результатов свидетельствует о том, что в течение первых 0,5 с охлаждения температура на глубине 1,0 мм становится ниже линии мартенситных превращений, что приводит к образованию закалочных структур. На втором этапе интенсивность охлаждения уменьшается, что приводит к нагреву рассматриваемой области и, как следствие, формированию условий для распада закалочных структур на феррито-

цементитные смеси – троостит.

Как показали расчеты, рассмотренный режим охлаждения обеспечивает повторный нагрев в рассматриваемой зоне температур не более 460 °С, что в сочетании с ограниченным сроком пребывания закалочных структур в этой области температур не способствует интенсификации протекания диффузионных процессов и, как следствие, увеличению ферритной и цементитной составляющих, т.е. понижению степени дисперсности и переходу троостита в сорбит с изменением соответствующего комплекса механических характеристик.

Разработанная инновационная технология термического упрочнения деталей из малоуглеродистых сталей апробирована на партии боковых рам тележек грузовых вагонов. Для оценки влияния термического упрочнения проводился анализ до и после термической обработки твердости на опорных поверхностях буксового проема рамы – в зонах наиболее подверженных износам в эксплуатации. Установлено, что на всех рамах до обработки твердость составляла 140...170 кг/мм², после обработки твердость находилась в диапазоне 340...350 кг/мм².

Для анализа структурного состава и распределения значений твердости по сечению в зонах образования усталостных трещин в эксплуатации в радиусе R55 буксового проема вырезались образцы. На рис. 8 представлено распределение значений микротвердости по сечению стенки рамы в зоне радиусом R55. Очевидно, что максимальные значения получены в непосредственной близости к поверхности охлаждения. Снижение значений на поверхности может быть объяснено некоторым обезуглероживанием поверхностного слоя в процессе нагрева, что несущественно сказалось на результатах, так как присутствует значительное увеличение твердости по сравнению с исходным материалом.

Эти выводы подтверждаются микроструктурой образца, изготовленного из зоны R55, представленной на рис. 9.

На поверхности темная область соответствует наличию обезуглероженного слоя. Далее следует область упрочненного слоя протяженностью ~ 4 мм, в которой структура преимущественно состоит из высокодисперсной феррито-цементитной смеси. Величина зерна – номер 8 по ГОСТ 5639-82. Мартенсит в микроструктуре упрочненного слоя отсутствует. Твердость образцов в этой области находится на уровне ~ 310...340 кг/мм².

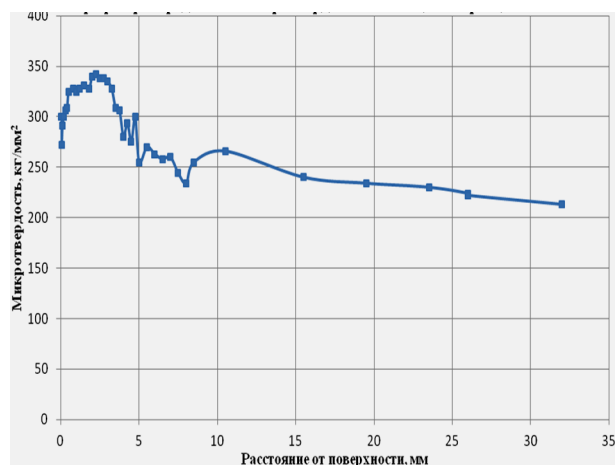


Рис. 8. График распределения значений микротвердости по сечению стенки рамы в зоне радиусом R55 буксового проема



Рис. 9. Микроструктура образца, изготовленного из зоны R55

Затем наблюдается снижение степени дисперсности феррито-цементитной смеси, появляются участки пластинчатого сорбитообразного перлита, количество которого увеличивается по мере удаления от поверхности образцов. На расстоянии ~ 5 мм прослеживается структура сорбитообразного перлита при наличии феррита с микротвердостью $\sim 240 \dots 260$ кг/мм².

С целью оценки влияния разработанной технологии термического упрочнения на усталостную прочность боковой рамы проведены циклические испытания с реализацией нагруз-

ки от 23,5 т (нормативная нагрузка) до 31 т (перспективная тележка).

Усталостные испытания рамы №605671 показали, что при реализации нагрузки, соответствующей осевой 27 т/ось, рама выдержала без разрушения 10^7 циклов нагружения, что на порядок превосходит нормативные значения – 10^6 циклов нагружения при осевой нагрузке 23,5 т. Все рамы успешно прошли испытания. Разрушений при реализации 10^6 циклов нагружения не наблюдалось.

Установлено, что в результате применения разработанной инновационной технологии термического упрочнения деталей из малоуглеродистых сталей на примере боковой рамы тележки грузового вагона коэффициент запаса сопротивления усталости по результатам испытаний составил 2,46, что удовлетворяет требованиям нормативной документации $n \geq [n] = 1,8$.

Таким образом, проведенные исследования на основе использования методов и результатов компьютерного моделирования доказали целесообразность применения разработанной инновационной технологии термической обработки деталей из малоуглеродистой стали для получения заданного комплекса свойств, повышения усталостной прочности и живучести конструкции.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Косарев, Л.Н., Северинова, Т.П., Корнев, Н.И., Забелина, Н.Ф. Анализ надежности литых деталей тележек грузовых вагонов по данным эксплуатации // Вестник ВНИИЖТ. – 1985. – № 4. – С. 32-37.
2. Попова, Л.Е., Попов, А.А. Диаграммы превращения аустенита в сталях и бета-растворах в сплавах титана. – М.: Металлургия, 1991. – 504 с.

REFERENCES

1. Kosarev, L.N., Severinova, T.P., Kornev, N.I., Zabelina, N.F. Analysis of cast parts reliability of freight cars on operation data // *Bulletin of ARRIRT*. – 1985. – No.4. – pp. 32-37.
2. Popova, L.E., Popov, A.A. *Diagrams of Austenite Transformation in Steel and Beta Solutions in Titanium Alloys*. – M.: Metallurgy, 1991. – pp. 504.

Рецензент д.т.н. В.Д. Александров