

УДК 669.017

ОПЫТ УЛУЧШЕНИЯ КАЧЕСТВА ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ДЕТАЛЕЙ ИЗ КРЕМНИСТОЙ СТАЛИ

© **Рыжков Максим Александрович**^{1,2}, канд. техн. наук,
e-mail: rma@delcam-ural.ru;

Майсурадзе Михаил Васильевич¹, канд. техн. наук;

Юдин Юрий Вячеславович¹, д-р техн. наук;

Хуппеев Азат Вакифович¹; **Ажит Бабу Кумар Парасуманна**³

¹ ФГАОУ ВПО «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина». Россия, г. Екатеринбург

² Группа компаний «ПЛМ Урал» – «Делкам-Урал». Россия, г. Екатеринбург

³ Automotive Research Association of India. Индия, г. Пуна

Статья поступила 28.04.2015 г.

На основе результатов изучения превращений переохлажденного аустенита в кремнистой стали и моделирования термической обработки в пакете программ Heat Treatment Solution (SYSWELD) проведен аудит участка термической обработки. Выявлены нарушения технологического процесса закалки, после устранения которых получено однородное распределение структурных составляющих и твердости по сечению обрабатываемых деталей, что обеспечило повышение комплекса свойств готовых изделий.

Ключевые слова: переохлажденный аустенит; термокинетическая диаграмма; термическая обработка; численное моделирование; Heat Treatment Solution (SYSWELD); распределение твердости; микроструктура.

Термическая обработка широко применяется для обеспечения требуемого уровня свойств сталей [1–3], который достигается благодаря оптимальному сочетанию химического состава и реализуемой обработки при обязательном сохранении экономической эффективности производства. При этом на первый план выходит строгое соблюдение технологического режима, назначенного для конкретного изделия [4–6].

Несоблюдение режимов обработки, устаревшее оборудование и недостаточная квалификация персонала приводят к получению нежелательных микроструктур в готовом изделии и, как следствие, к пониженному уровню требуемых свойств. Задачей технолога становится поиск и устранение допущенных ошибок, а также предотвращение их появления в будущем.

В статье приведены опытные данные о применении пакета программ Heat Treatment Solution (SYSWELD) для успешного решения вопросов, связанных с термической обработкой (ТО) машиностроительной продукции из кремнистой стали. Описаны предпринятые действия, включающие как экспериментальные металловедческие исследования, так и численное математическое моделирование.

Материалом исследования являлись изделия цилиндрической формы из кремнистой стали (химический состав, мас. %: С 0,24; Мн 1,38; Si 1,55; Cr 0,34; Ni 1,69; Мо 0,40; Cu 0,20; S 0,023; P 0,019). Внешний диаметр изделий составлял 100 мм, длина – 200 мм, диаметр осевого отверстия – 30 мм.

Температурно-временные интервалы протекания превращений переохлажденного аустенита в исследуемой стали определяли на dilatометрах Linseis L78 «R.I.T.A.» и Linseis L75VD1600C. Нагрев образцов длиной 10 мм и диаметром 4,5 мм производили до температуры 925 °С, время выдержки составляло 15 мин. Охлаждение образцов реализовывалось со скоростями 0,025–72,5 °С/с в интервале температур 800–500 °С. Методика построения термокинетической диаграммы (ТКД) аналогична представленной в работах [7, 8].

Твердость стали измеряли по методу Роквелла (шкала С) в соответствии с ГОСТ 9013. Микротвердость структурных составляющих стали определяли с помощью микротвердомера HVS-1000A при нагрузке 300–1000 г. Микроструктуру образцов исследовали с помощью инвертированного оптического микроскопа Altami MET 1M.

Моделирование охлаждения исследуемой детали проводили в пакете программ Heat Treatment Solution (SYSWELD). Решение осуществлялось методом конечных элементов в 2D осесимметричной постановке с размером четырехугольных элементов 2 мм и переменным шагом по времени. В качестве исходных данных для расчета тепловых и структурных полей были использованы температурные зависимости энтальпии, плотности и теплопроводности, представленные в стандартной базе данных указанного пакета программ для стали 16MnCr5 (российский аналог – сталь 18ХГ), а также экспериментально полученные данные по температурно-временным интервалам превращений переохлажденного аустенита. Кроме того, была использована тем-

температурная зависимость коэффициента теплоотдачи при охлаждении на спокойном воздухе, входящая в стандартную базу данных этого пакета программ. В случае охлаждения в закалочном масле И-20А температурную зависимость коэффициента теплоотдачи определяли методом последовательных итераций, критерием окончания которых было совпадение траектории, рассчитанной в пакете программ, и экспериментальной траектории, зарегистрированной при охлаждении в центре цилиндрического термозонда из стали 12Х18Н10Т. Коэффициент теплоотдачи поверхности осевого отверстия принимали в два раза меньшим, чем от внешней поверхности изделия.

Результаты эксперимента. По dilatометрическим данным, полученным при нагреве со скоростью порядка $0,1\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$, значения критических температур для исследуемой стали составили: $A_{c1} = 740\text{ }^{\circ}\text{C}$; $A_{c3} = 870\text{ }^{\circ}\text{C}$. Исходя из этого, для ТО в цеховых условиях была назначена температура аустенитизации, равная $925\text{ }^{\circ}\text{C}$, время выдержки – 1 ч. После охлаждения в закалочном масле И-20А от указанной температуры в изделиях было зарегистрировано неоднородное распределение структурных составляющих и связанный с этим градиент твердости по сечению (рис. 1). Следует отметить, что вблизи внутренней поверхности изделия в процессе охлаждения сформировался верхний бейнит, который, как правило, обладает пониженным уровнем прочности (твердости).

На первый взгляд, для получения требуемой микроструктуры (мартенсит и нижний бейнит) и более равномерного распределения твердости по сечению изделия следовало использовать более легированную сталь, т.е. повысить прокаливаемость, либо реализовать более интенсивное охлаждение [9]. Повышение содержания легирующих элементов неизбежно привело бы к удорожанию продукции, как и второй способ – из-за возможного повышения количества брака по причине коробления, растрескивания изделия и высокого уровня остаточных напряжений. Кроме того, оба варианта предусматривают значительные временные и финансовые затраты на проведение дополнительных исследований.

С целью подтверждения принципиальной возможности использования исследуемой стали для изготовления рассматриваемых деталей были определены температурно-временные параметры превращений переохлажденного аустенита, температурная зависимость коэффициента теплоотдачи закалочного масла И-20А, и проведено численное моделирование процесса охлаждения.

ТКД превращений переохлажденного аустенита в исследуемой стали, построенная на основе dilatометрических исследований и заданная в пакете программ Heat Treatment Solution (SYSWELD), показана на рис. 2. Зарегистрировано разделение ступеней превращений по диффузионному и промежуточному механизмам. На основе металлографических и дюрOMETрических исследований были выделены области образования нижнего и верхнего бейнита. При охлаждении со скоростями более $30\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ в исследуемой стали реализуется исключительно мартенситное превращение при температурах ниже $340\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Температурная зависимость коэффициента теплоотдачи была определена методом последовательных итераций, и соответствующие данные были использованы при численном моделировании охлаждения рассматриваемых деталей. На рис. 3 показано расчетное распределение нижнего бейнита (от 50 до 70% в направлении от внешней поверхности к внутренней) и мартенсита (от 50 до 30%) после охлаждения в масле. В сечении центральной части изделия наблюдается достаточно однородное распределение этих структурных составляющих. Результаты расчета свиде-



Рис. 1. Распределение твердости по сечению в центре детали из кремнистой стали после охлаждения в закалочном масле И-20А от температуры $925\text{ }^{\circ}\text{C}$ (до проведения аудита участка термической обработки)

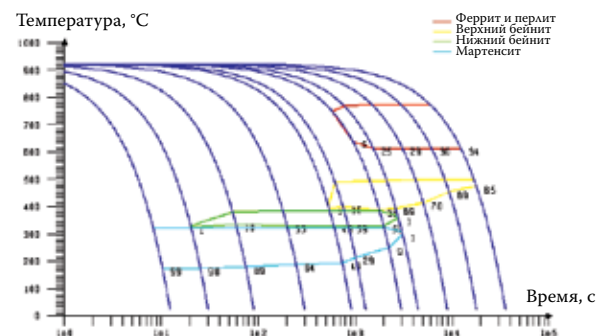


Рис. 2. Термокинетическая диаграмма превращений переохлажденного аустенита в исследуемой стали при охлаждении от $925\text{ }^{\circ}\text{C}$, заданная в пакете программ Heat Treatment Solution (SYSWELD); цифры у кривых – доля образующейся структуры, %

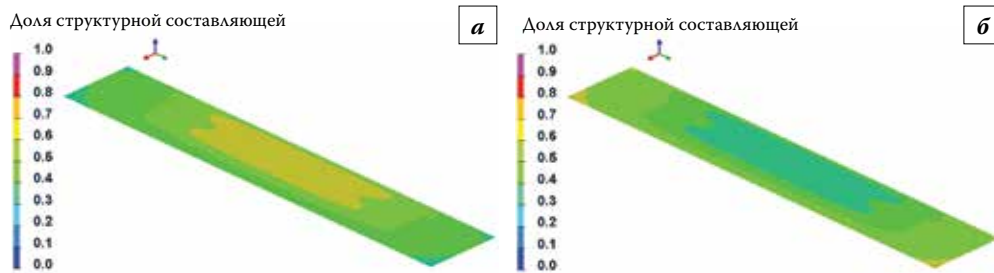


Рис. 3. Рассчитанные структурные поля детали из кремнистой стали после охлаждения в закалочном масле И-20А от 925 °С: а – нижний бейнит; б – мартенсит

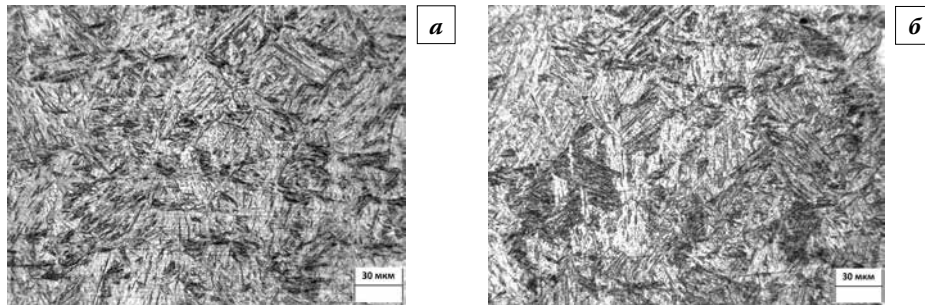


Рис. 4. Микроструктура центральной части детали из кремнистой стали после охлаждения в закалочном масле И-20А от 925 °С на расстоянии от внешней поверхности 5 мм (а) и 25 мм (б)

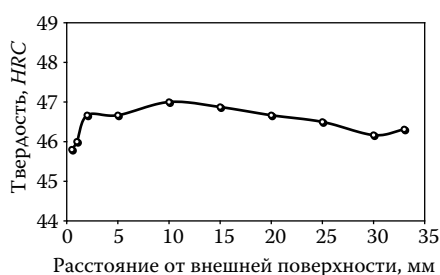


Рис. 5. Распределение твердости по сечению в центре детали из кремнистой стали после охлаждения в закалочном масле И-20А от температуры 925 °С (после проведения аудита участка термической обработки)

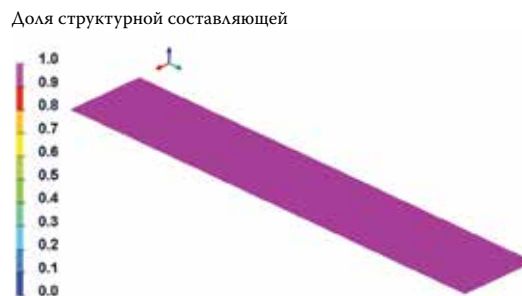


Рис. 6. Рассчитанное распределение верхнего бейнита в детали из кремнистой стали после охлаждения на спокойном воздухе от 925 °С

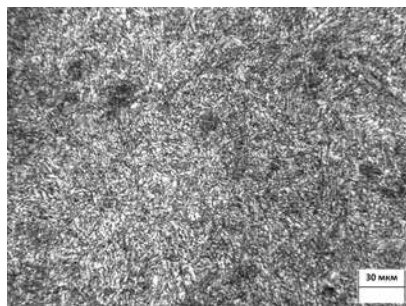


Рис. 7. Микроструктура центральной части детали из кремнистой стали после охлаждения на спокойном воздухе

тельствуют об отсутствии в структуре феррита, перлита, а также верхнего бейнита.

На следующем этапе работы в цеховых условиях была повторно проведена ТО деталей, но уже в присутствии технолога, контролирующего температурно-временные параметры процесса. Объем

закалочного бака составлял 6 м³, температура закалочного масла И-20А перед началом охлаждения – 40 °С, скорость перемешивания – 0,25 м/с. В результате ТО в сечении центральной части изделий зарегистрировано однородное распределение структурных составляющих – нижнего бейнита и мартенсита, аналогичное данным численного моделирования (рис. 4).

Распределение твердости по сечению также оказалось более равномерным (рис. 5), чем после первой обработки (см. рис. 1). Скорее всего, изначально при проведении закалки были допущены некоторые отклонения от параметров назначенной технологии обработки (раннее извлечение деталей из закалочного бака), так как впоследствии не наблюдалось значитель-

ного градиента твердости по сечению изделий.

Хорошее совпадение расчетных данных и результатов ТО в цеховых условиях достигнуто и в случае охлаждения изделий на спокойном воздухе. Расчетная микроструктура по сечению детали (100% верхнего бейнита, рис. 6) аналогична экспериментальной (рис. 7).

Таким образом, показано, что результаты расчетов в пакете программ Heat Treatment Solution (SYSWELD) достаточно точно описывают поведение исследуемого материала при реализованной ТО. Проведенное численное моделирование позволило выявить нарушение технологического процесса ТО, что привело к повышению качества готовых изделий из кремнистой стали, не прибегая к дополнительным материально-временным затратам.

Выводы. 1. В результате сочетания металлургических экспериментов и численного моделирования в пакете программ Heat Treatment Solution

(SYSWELD) удалось выявить несовершенства при реализации термической обработки, после устранения которых в изделиях из кремнистой стали обеспечено однородное распределение структурных составляющих и, следовательно, требуемое распределение твердости по сечению изделия.

2. Проведено dilatометрическое исследование кремнистой стали, позволившее определить критические точки при нагреве: $A_{c1} = 740\text{ }^{\circ}\text{C}$; $A_{c3} = 870\text{ }^{\circ}\text{C}$. Определены температурно-временные интервалы фазовых и структурных превращений в диапазоне скоростей охлаждения $0,025\text{--}72,5\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$. Установлено, что исключительно мартенситное превращение в исследуемой стали реализуется при охлаждении от $925\text{ }^{\circ}\text{C}$ со скоростью более $30\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$. Температура начала мартенситного превращения составляет $340\text{ }^{\circ}\text{C}$.

3. Получено хорошее совпадение расчетного распределения микроструктуры и зарегистрированного в результате термической обработки в цеховых условиях. В качестве входных данных использованы как температурные зависимости теплофизических свойств из стандартной базы пакета программ Heat Treatment Solution (SYSWELD), так и экспериментально построенная термокинетическая диаграмма превращений переохлажденного аустенита в исследуемой стали и температурная зависимость коэффициента теплоотдачи закалочного масла, применяемого в условиях конкретного производства.

Работа (частично) выполнена в рамках проектной темы МОиН РФ (госзадание № 11.1465.2014/К). Авторы выражают признательность за содействие программе поддержки ведущих университетов РФ в целях повышения их конкурентоспособности № 211 Правительства РФ № 02.А03.21.0006. В работе использованы результаты, полученные в лаборатории «Структурных методов анализа и свойств материалов и наноматериалов» ЦКП УрФУ.

Библиографический список

1. Khotinov V.A., Oshchukov S.V., Farber V.M. Structure and mechanical properties of medium-carbon steels after heating in the intercritical temperature range // Metal Science and Heat Treatment. 2012. Vol. 53. P. 545–549. DOI: 10.1007/s11041-012-9430-6.
2. Redikul'tsev A.A., Korzunin G.S., Lobanov M.L. et al. Effect of annealing on magnetostrictive characteristics of a grain-oriented electrical steel with ordinary and refined domain structure // The Physics of Metals and Metallography. 2014. Vol. 115. P. 650–654. DOI: 10.1134/S0031918X14070072.
3. Panov D.O., Simonov Yu.N., Leont'ev P.A. et al. A study of phase and structural transformations of hardened low-carbon steel under conditions of multiple intense heat effect // Metal Science and Heat Treatment. 2013. Vol. 54. P. 582–586. DOI: 10.1007/s11041-013-9553-4.
4. Maisuradze M.V., Ryzhkov M.A., Yudin Yu.V., Ershov A.A. Heat Treatment Technology for High-Strength Engineering Steel Variable Cross-Section Components // Metallurgist. 2014. Vol. 58. P. 712–716. DOI: 10.1007/s11015-014-9982-3.
5. Stepanov A.I., Ashikhmina I.N., Veselov I.N. et al. Assimilation of the Production of Casing Pipe Resistant to the Action of Industrial Atmospheres Containing Hydrogen Sulfide // Metallurgist. 2014. Vol. 58. P. 603–607. DOI: 10.1007/s11015-014-9964-5.
6. Smirnov M.A., Pyshmintsev I.Yu., Maltseva A.N., Mushina O.V. Effect of ferrite-bainite structure on the properties of high-strength pipe steel // Metallurgist. 2012. Vol. 56. P. 43–51. DOI: 10.1007/s11015-012-9534-7.
7. Ryzhkov M.A., Popov A.A. Methodological aspects of plotting of thermokinetic diagrams of transformation of supercooled austenite in low-alloy steels // Metal Science and Heat Treatment. 2011. Vol. 52. P. 612–616. DOI: 10.1007/s11041-011-9329-7.
8. Maisuradze M.V., Yudin Yu.V., Ryzhkov M.A. Numerical Simulation of Pearlite Transformation in Steel 45Kh5MF // Metal Science and Heat Treatment. 2015. Vol. 56. P. 512–516. DOI: 10.1007/s11041-015-9791-8.
9. Yudin Yu.V., Maisuradze M.V., Anufriev N.P. Design of Water-Drip Cooling Facilities for Heat Treatment of Mill Rollers // Metal Science and Heat Treatment. 2013. Vol. 55. P. 129–133. DOI: 10.1007/s11041-013-9592-x.

EXPERIENCE OF QUALITY IMPROVEMENT OF HEAT TREATMENT OF PARTS FROM SILICON STEEL

© Ryzhkov M.A., Maisuradze M.V., Yudin Yu.V., Huppeev A.V., Ajeet Babu Kumar Parasumanna

An inspection of the heat treatment division was carried out using experimental studies on austenite transformation in silicon steel and numerical modelling performed with the Heat Treatment Solution (SYSWELD) package. Some deviations from the assigned heat treatment technology were detected. After their elimination a uniform distribution of microstructure and hardness was obtained in the cross-section of the heat treated parts. This led to the improvement of the production quality.

Keywords: supercooled austenite; continuous cooling transformation diagram; heat treatment; numerical modelling; Heat Treatment Solution (SYSWELD); hardness distribution; microstructure.