

УДК 669.017

ТЕХНОЛОГИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ДЕТАЛЕЙ ПЕРЕМЕННОГО СЕЧЕНИЯ ИЗ ВЫСОКОПРОЧНОЙ МАШИНОСТРОИТЕЛЬНОЙ СТАЛИ

© **Майсурадзе Михаил Васильевич**, канд. техн. наук, e-mail: spirallog@gmail.com;

Рыжков Максим Александрович, канд. техн. наук, e-mail: mt-243@mail.ru;

Юдин Юрий Вячеславович, д-р техн. наук

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

Ершов Александр Алексеевич, e-mail: eaa@delcam-ural.ru

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

Статья поступила 07.08.2014 г.

На основе экспериментальных данных об особенностях превращения переохлажденного аустенита в машиностроительной хромоникель–молибденовой стали, а также результатов численного моделирования процесса охлаждения детали переменного сечения из этой стали в программе QForm 7 были определены параметры термической обработки, обеспечившей требуемый уровень механических свойств различных частей изделия.

Ключевые слова: переохлажденный аустенит; термокинетическая диаграмма; термическая обработка; численное моделирование; QForm; механические свойства; микроструктура.

Одной из основных задач современного машиностроения является обеспечение требуемого уровня свойств высокопрочных стальных изделий ответственного и специального назначения при повышении экономической эффективности их производства [1]. Обычно экономически оправданное исключение из технологического процесса операций сварки и холодной или горячей посадки приводит к необходимости изготовления цельных деталей с массивными и тонкими частями (например, валов различного назначения, деталей редукторов, коробок передач и т.д.) [2–4].

Однако для получения заданных и зачастую отличающихся механических свойств в частях различного сечения разрабатывают комплексные режимы термической обработки (ТО) изделия. Они могут включать как дифференцированную обработку отдельных частей изделия [5, 6], так и различные варианты поверхностного упрочнения (цементацию [7, 8], азотирование [9, 10], закалку после поверхностного нагрева токами высокой частоты [11, 12]). Подобные операции требуют строгого соблюдения параметров технологического процесса, так как любое отклонение от заданного режима может привести к неустраняемым дефектам. Кроме того, увеличивается продолжительность обработки. Это повышает себестоимость и снижает конкурентоспособность изделий.

Таким образом, актуален вопрос обеспечения комплекса требуемых механических и эксплуата-

ционных свойств машиностроительных изделий переменного сечения при сокращении материально-временных затрат на их производство. Настоящая работа посвящена научно-обоснованному выбору оптимальной термической обработки машиностроительных деталей переменного сечения из высокопрочной стали для получения в различных частях изделий заданного уровня свойств после низкотемпературного отпуска.

Объектом исследования было выбрано изделие переменного сечения цилиндрической формы из высокопрочной машиностроительной стали 25X2H4MA следующего химического состава, мас. %: С 0,24; Cr 1,43; Ni 4,06; Mo 0,32; Mn 0,34; Si 0,28; Cu 0,18; S 0,005; P 0,005. Конструктивные параметры изделия: диаметр большей (массивной) части 180 мм (длина 105 мм), диаметр меньшей (тонкой) части 100 мм (длина 250 мм); вдоль оси детали проходит отверстие диаметром 30 мм.

Для определения температурно-временных интервалов процесса превращения переохлажденного аустенита в исследуемой стали проводили исследование на dilatометре Linseis L78 R.I.T.A. Нагрев образцов длиной 10 мм и диаметром 4,5 мм производился до температуры 825 °С, время выдержки 15 мин. Охлаждение образцов реализовывалось с постоянными скоростями в интервале 0,1–30 °С/с.

Твердость стали по Роквеллу, шкала С определяли в соответствии с ГОСТ 9013. Механические свойства при одноосном растяжении определяли

по ГОСТ 1497 на испытательной машине Instron 3380. Образцы отбирали от термически обработанных изделий вдоль направления прокатки исходного металла. Микроструктуру образцов исследовали с помощью инвертированного оптического микроскопа Altami MET 1M.

Моделирование охлаждения исследуемой детали проводили в программе QForm 7 для нескольких условий: на спокойном воздухе, в ускоренном потоке воздуха и при изменении интенсивности охлаждения (среднего коэффициента теплоотдачи среды). Решение осуществлялось в 2D осесимметричной постановке с максимальным размером элемента 1 мм и максимальным шагом по времени 5 с. В качестве исходных данных для расчета были использованы значения сопротивления деформации, представленные в стандартной базе данных программы QForm 7 для стали 20NiCrMo14–16 (DIN 1.6742, Германия), средние значения физических свойств: коэффициент теплопроводности 30 Вт/(м·К); удельная теплоемкость 700 Дж/(кг·К); плотность 7850 кг/м³; модуль Юнга 210 ГПа; коэффициент Пуассона 0,3; коэффициент теплового расширения 11,65·10⁻⁶ К⁻¹. Для расчета структур, получаемых в результате термической обработки, группа материала выбиралась согласно рекомендациям разработчика программного обеспечения. Средний коэффициент теплоотдачи при охлаждении изделия в ускоренном потоке воздуха принимали равным 87,5 Вт/(м²·К), а на спокойном воздухе – 12,5 Вт/(м²·К) [13].

Результаты эксперимента. По dilatометрическим данным, полученным при нагреве со скоростью порядка 0,1 °С/с, были определены значения критических температур для стали 25X2H4MA: $A_{c1} = 700$ °С; $A_{c3} = 780$ °С. Исходя из этого была выбрана температура аустенитизации исследуемой стали – 825 °С. При охлаждении от 825 °С была построена термокинетическая диаграмма (ТКД) превращения переохлажденного аустенита в исследуемой стали в диапазоне постоянных скоростей охлаждения от 0,1 до 30 °С/с (рис. 1).

При охлаждении со скоростью 0,1–0,3 °С/с твердость исследованной стали составляет HRC 44–45. При скорости охлаждения более 0,3 °С/с твердость увеличивается до HRC 47 и достигает HRC 50 при охлаждении со скоростью 30 °С/с, что связано с увеличением доли мартенсита в структуре. Температура начала мартенситного превращения при охлаждении исследованной стали от 825 °С составила 340–350 °С.

В соответствии с условиями эксплуатации рассматриваемых машиностроительных изделий

необходимо обеспечить высокий уровень прочности в тонкой части и повышенную пластичность в массивной части. Для достижения этой цели был проведен расчет требуемой интенсивности охлаждения изделия. Установлено, что охлаждение на спокойном воздухе не позволяет получить мартенситную структуру и, соответственно, высокий уровень твердости и прочности в тонкой части изделия (траектории охлаждения 1 и 2, см. рис. 1). В этом случае потребуются провести дополнительную операцию локальной термической обработки с нагревом токами высокой частоты или иными способами.

Ускоренное охлаждение способствует формированию преимущественно мартенситной структуры с небольшим количеством бейнита как в тонкой, так и в массивной частях детали (траектории охлаждения 3 и 4, см. рис. 1). Для понижения уровня прочности и повышения пластичности массивной части детали потребуется дополнительно провести локальный отпуск в расплаве соли или щелочи.

Рассмотренные варианты ТО детали переменного сечения требуют установки дополнительного дорогостоящего оборудования. Кроме того, увеличивается время, затрачиваемое на обработку детали, т.е. снижается производительность и повышается вероятность появления брака вследствие отклонений от назначенных режимов или поломки оборудования.

Для решения этих проблем был рассмотрен режим регламентированного охлаждения изделия: сначала в потоке воздуха для получения мартенситной структуры в тонкой части изделия, а

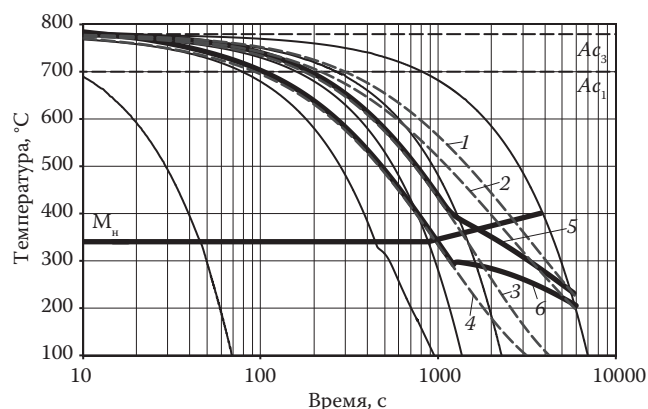


Рис. 1. Термокинетическая диаграмма превращения переохлажденного аустенита в стали 25X2H4MA при охлаждении от 825 °С с нанесенными расчетными траекториями охлаждения массивной (1, 3, 5) и тонкой (2, 4, 6) частей детали: 1, 2 – охлаждение на спокойном воздухе; 3, 4 – ускоренное охлаждение; 5, 6 – регламентированное охлаждение

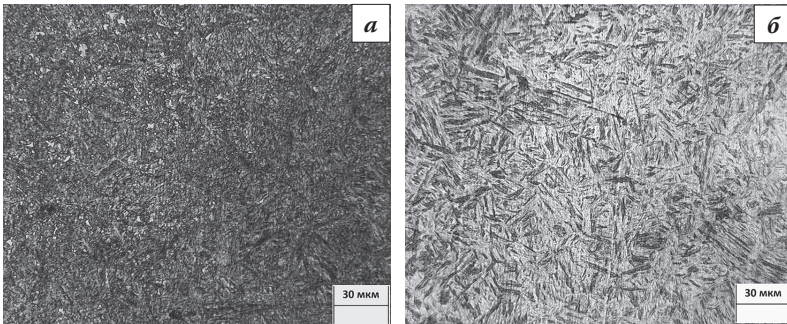


Рис. 2. Микроструктура массивной (а) и тонкой (б) частей изделия из стали 25X2H4MA после регламентированной термической обработки

затем на спокойном воздухе – для формирования более пластичной бейнитной структуры в массивной части.

Основным параметром такого режима охлаждения является продолжительность первой стадии – ускоренное охлаждение в потоке воздуха. Для оценки ее продолжительности было проведено моделирование процесса с использованием программного обеспечения QForm 7. В качестве критерия окончания ускоренного охлаждения был выбран момент достижения среднемассовой температуры порядка 400 °С в массивной части изделия (траектория охлаждения 5, см. рис. 1). Согласно проведенным dilatометрическим исследованиям, в этой температурной области в стали 25X2H4MA начинается бейнитное превращение в диапазоне скоростей охлаждения 0,3–0,5 °С/с, которые достигаются при ускоренном охлаждении в потоке воздуха.

В то же самое время среднемассовая температура тонкой части изделия в момент перехода к охлаждению на спокойном воздухе составит

около 300 °С (траектория охлаждения б, см. рис. 1), что ниже температуры начала мартенситного превращения. При дальнейшем замедленном охлаждении на спокойном воздухе, согласно ТКД, в тонкой части изделия должна сформироваться структура мартенсита и нижнего бейнита с повышенными твердостью и прочностью.

Таким образом, была определена необходимая продолжительность ускоренного охлаждения в потоке воздуха

изделия переменного сечения, которая составила порядка 1200 с (20 мин). Вторая стадия охлаждения (на спокойном воздухе) продолжается до полного остывания изделия. В это время в массивной части изделия должна сформироваться преимущественно бейнитная структура.

В промышленных условиях был проведен эксперимент, в ходе которого изделие переменного сечения из стали 25X2H4MA подвергалось ТО с использованием регламентированного охлаждения по указанному выше режиму. После ТО от тонкой и массивной частей изделия были отобраны образцы для исследования микроструктуры и определения механических свойств.

Результаты металлографического анализа показали, что в структуре массивной части изделия наблюдается преимущественно бейнитная структура с небольшим количеством мартенсита, претерпевшего частичный самоотпуск (рис. 2, а). В структуре тонкой части изделия наблюдается мартенситно-бейнитная структура (рис. 2, б). Аналогичное распределение микроструктуры по сечению изделия определено в результате численного моделирования ТО в программе QForm 7 (рис. 3). Механические свойства различных частей изделия из стали 25X2H4MA после регламентированного охлаждения приведены ниже:

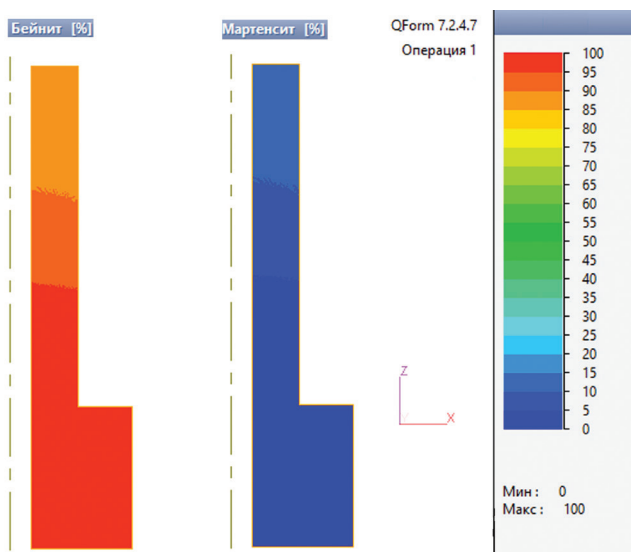


Рис. 3. Рассчитанные структурные поля после регламентированной термической обработки детали из стали 25X2H4MA

| | Массивная часть | Тонкая часть |
|----------------------|-----------------|--------------|
| $\sigma_{0,2}$, МПа | 1340±40 | 1620±40 |
| σ_b , МПа | 1470±40 | 1720±40 |
| δ_5 , % | 16±1 | 12±1 |
| ψ , % | 49±3 | 43±3 |
| Твердость, HRC | 40–42 | 47–48 |

Таким образом, параметры режима регламентированного охлаждения, определенные с помощью численного моделирования, обеспечивают повышенную пластичность и пониженную прочность массивной части изделия переменного сечения, при этом в тонкой части изделия обеспечивается требование более высокого уровня прочности.

Выводы. 1. В результате дилатометрического исследования машиностроительной стали 25X2H4MA определены критические точки при нагреве ($A_{c1} = 700\text{ }^\circ\text{C}$; $A_{c3} = 780\text{ }^\circ\text{C}$), температурно-временные интервалы фазовых и структурных превращений в диапазоне постоянных скоростей охлаждения 0,1–30 $^\circ\text{C}/\text{с}$. Установлено, что бейнитное превращение в исследуемой стали реализуется при охлаждении со скоростью менее 0,5 $^\circ\text{C}/\text{с}$. Температура начала мартенситного превращения 340–350 $^\circ\text{C}$.

2. На основе численного моделирования в программе QForm 7 установлены параметры режима регламентированного охлаждения изделия переменного сечения из стали 25X2H4MA: продолжительность ускоренного охлаждения в потоке воздуха 1200 с, дальнейшее охлаждение на спокойном воздухе до комнатной температуры.

3. Установлено, что разработанный режим регламентированного охлаждения позволил получить требуемую микроструктуру и механические свойства по сечению изделия. При этом структура массивной части изделия переменного сечения состоит преимущественно из бейнита при уровне твердости HRC 40–42, $\sigma_b = 1470\text{ МПа}$, $\sigma_{0,2} = 1340\text{ МПа}$, а в структуре тонкой части изделия наблюдается смесь мартенсита и нижнего бейнита с уровнем твердости HRC 47–48, $\sigma_b = 1720\text{ МПа}$, $\sigma_{0,2} = 1620\text{ МПа}$.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке УрФУ в рамках реализации Программы развития УрФУ для победителей конкурса «Молодые ученые УрФУ». В работе использованы результаты, полученные в лаборатории «Структурных методов анализа и свойств материалов и наноматериалов» ЦКП УрФУ.

Библиографический список

1. Nikitin V.N., Shlyamnev A.P., Nikitin M.V., Pankova M.N. New approach to the development of high-strength structural steels with ultimate strength of 1350 MPa or more // Metallurgist. 2011. Vol. 55, No. 3/4. P. 171–176.
2. Moolwan C., Netpu S. Failure Analysis of a Two High Gearbox Shaft: Proc. Social and Behavioral Sciences. 2013. Vol. 88. P. 154–163.
3. Bayrakceken H. Failure analysis of an automobile differential pinion shaft // Engineering Failure Analysis. 2006. Vol. 13. P. 1422–1428.
4. Pang Z., Yu Sh., Xu J. Study of effect of quenching deformation influenced by 17CrNiMo6 gear shaft of carburization // Physics Procedia. 2013. Vol. 50. P. 103–112.
5. Rad H.R.B., Monshi A., Idris M.H., et al. Premature failure analysis of forged cold back-up roll in a continuous tandem mill // Materials and Design. 2011. Vol. 32. P. 4376–4384.
6. Lee M.K., Kim G.H., Kim K.H., Kim W.W. Control of surface hardnesses, hardening depths, and residual stresses of low carbon 12Cr steel by flame hardening // Surface and Coatings Technology. 2004. Vol. 184. P. 239–246.
7. Loganathan T.M., Purbolaksono J., Inayat-Hussain J.I., Wahab N. Effects of carburization on expected fatigue life of alloys steel shafts // Materials and Design. 2011. Vol. 32. P. 3544–3547.
8. Sugianto A., Narazaki M., Kogawara M., et al. Numerical simulation and experimental verification of carburizing-quenching process of SCr420H steel helical gear // J. of Materials Processing Techn. 2009. Vol. 209. P. 3597–3609.
9. Limodin N., Verreman Y. Fatigue strength improvement of a 4140 steel by gas nitriding: Influence of notch severity // Materials Science and Engineering A. 2006. Vols. 435–436. P. 460–467.
10. Sirin S.Y., Kaluc E. Structural surface characterization of ion nitrided AISI 4340 steel // Materials and Design. 2012. Vol. 36. P. 741–747.
11. Totik Y., Sadeler R., Altun H., Gavgali M. The effects of induction hardening on wear properties of AISI 4140 steel in dry sliding conditions // Materials and Design. 2003. Vol. 24. P. 25–30.
12. Magnabosco I., Ferro P., Tiziani A., Bonollo F. Induction heat treatment of a ISO C45 steel bar: Experimental and numerical analysis // Computational Materials Science. 2006. Vol. 35. P. 98–106.
13. Welty J.R., Wicks C.E., Wilson R.E., Rorrer G.L. Fundamentals of Momentum, Heat and Mass Transfer / 5th Ed. USA, NY: John Wiley & Sons, 2008. 711 p.

HEAT TREATMENT TECHNOLOGY OF VARIABLE CROSS-SECTION DETAILS FROM HIGH-STRENGTH MACHINE STEEL

© Maisuradze M.V., Cand. Sci. (Eng.); Ryzhkov M.A., Cand. Sci. (Eng.); Yudin Yu.V., Dr Sci. (Eng.); Ershov A.A.

Using experimental continuous cooling transformation data of engineering Cr–Ni–Mo steel and numerical modelling data obtained by means of QForm 7 software, the heat treatment conditions providing required mechanical properties of variable cross sections of the steel part were determined.

Keywords: supercooled austenite; CCT diagram; heat treatment; numerical modeling; QForm; mechanical properties; microstructure.