

90
лет
БНТУ

The peculiarities of forming of constructional steels with the purpose of energy saving at thermal processing are investigated.

В. М. КОНСТАНТИНОВ, Э. Д. ЩЕРБАКОВ, Т. Н. СИНИЧЕНКО, БНТУ

УДК 669.017.3:621.78

ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ С ПОЗИЦИЙ ЭНЕРГОСБЕРЕЖЕНИЯ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ

Введение. В последние годы вопросы реализации политики энергосбережения и повышения энергоэффективности в Республике Беларусь приобрели особую актуальность и напрямую связаны с энергобезопасностью страны. Современное производство требует получения промышленного продукта заданного потребительского качества при низких затратах энергетических ресурсов. В машиностроении и металлургии важнейшим фактором, оказывающим влияние на качество и долговечность деталей, является их термическая обработка, при этом в структуре себестоимости многих изделий машиностроения термообработка занимает существенное место.

Термическую обработку широко применяют в металлургии, машиностроении и других важнейших отраслях промышленности. Она является неотъемлемым элементом технологического процесса производства полуфабрикатов, изделий, конструкций и инструментов, определяет их надежность и долговечность в условиях эксплуатации [1]. Совершенствование технологических процессов термической обработки будет в значительной степени определять производительность труда, себестоимость готовой продукции, экономию материальных и энергетических ресурсов [2].

Анализ тенденций развития энергосберегающих технологий термической обработки свидетельствует о том, что проводимые в настоящее время мероприятия по энергосбережению, как правило, направлены преимущественно на создание нового энергосберегающего термического оборудования и его полную или частичную модернизацию [3]. Энергосберегающая оптимизация режимов и технологии термической обработки недостаточно освещены и требуют выполнения самостоятельного

комплекса исследовательских и опытно-промышленных работ.

Обоснование возможности уменьшения времени нагрева при закалке конструкционных сталей. В процессах термической обработки, например при закалке, используется длительная выдержка детали при высоких температурах. Эта выдержка необходима для полного протекания фазовых превращений (например, перлитно-аустенитного при нагреве под закалку углеродистых сталей), гомогенизации твердого раствора (аустенита). Гомогенизация твердых растворов является одной из важнейших составляющих частей многих превращений в металлических и неметаллических системах; в ряде случаев она определяет кинетику и механизмы этих превращений. Однако наиболее часто понятие гомогенизации связывают с представлениями о выравнивании состава твердого раствора в макро- или микрообъемах в пределах объема отдельных зерен.

Превращение перлита в аустенит основано на диффузии углерода, сопровождается полиморфным превращением $Fe_{\alpha} \rightarrow Fe_{\gamma}$. Обычные равновесные диаграммы недостаточны для суждения о структуре сплавов и определяют лишь качественный фазовый состав при разных температурах. Структура же определяется не только составом и взаимным количественным отношением отдельных ее компонентов, но и характером и скоростью их кристаллизации.

Время нагрева определяется в основном не временем выравнивания температуры по сечению детали (кроме случая крупногабаритных деталей, когда медленный или ступенчатый нагрев необходим для предотвращения деформации и/или расклевывания), а временем, необходимым для до-

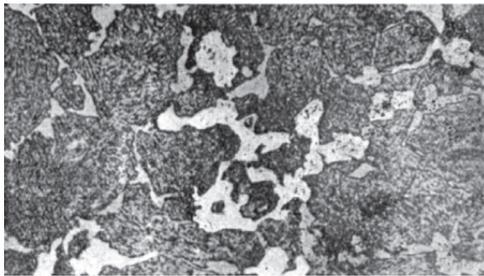


Рис. 1. Микроструктура стали с 0,40% С – мартенсит-феррит [6]. $\times 500$

статочного полного протекания диффузионных процессов. Эта стадия операции термообработки наиболее длительная и, следовательно, самая энергоемкая, поскольку происходящие во время изотермической выдержки физико-химические и структурные превращения лимитируются весьма медленным процессом – гомогенизирующей (выравнивающей) диффузией углерода и железа по толщине зародыша [4].

Ранее на Минском автомобильном заводе был выполнен анализ качества термической обработки некоторых деталей из среднеуглеродистых сталей. Анализ структур после термической обработки показал, что в процессе нагрева под закалку детали зачастую перегревают [5]. Известно, что с увеличением температуры нагрева диффузионные процессы, происходящие в сталях, ускоряются. Время выдержки в этом случае существенно меньше.

Время нахождения изделий в печи, с одной стороны, должно обеспечивать завершение фазовых превращений, а с другой – не должно быть слишком большим, чтобы не вызвать обезуглероживания поверхностных слоев и роста зерна аустенита стали. При уменьшении времени выдержки при нагреве под закалку наряду с положительными результатами могут быть и отрицательные. Недостаточная выдержка может привести к неполной закалке, которая приводит к сохранению в структуре закаленной стали кристаллов доэвтектоидного феррита (рис. 1). Из-за низкой твердости феррита твердость стали после закалки будет неоднородна и существенно понижена.

Как правило, на продолжительность гомогенизации твердого раствора, и, следовательно, на кинетику превращений аустенита оказывает влияние величина зерна аустенита. От нее зависят число центров зарождения новой фазы и продолжительность протекания диффузионных процессов. При нагреве выше критической точки A_{c1} из перлита независимо от размеров его зерен образуются мелкие зерна аустенита. Дальнейшее увеличение температуры или выдержки ведет к росту зерна аустенита и увеличению диффузионной подвижности,

особенно атомов углерода. Как известно, в одном и том же объеме более мелкие зерна обладают большей суммарной поверхностью, чем крупные. Следовательно, диффузионное распределение углерода будет протекать быстрее в аустените с более мелким зерном. Чем меньше зерна аустенита, тем меньше будут размеры кристаллов мартенсита после закалки. Мелкозернистый аустенит способствует улучшению механических свойств стали, увеличивается сопротивление хрупкому разрушению, снижается температурный порог хрупкости T_{50} . Таким образом, есть основание полагать, что время выдержки под гомогенизацию для ряда деталей из конструкционных сталей может быть уменьшено.

Исследования влияния уменьшения времени выдержки при нагреве под закалку на структуру и механические свойства стали 40X. По мнению авторов, существуют определенные ограничения резервов снижения времени выдержки под гомогенизацию. Анализ номенклатуры кузнечного производства МАЗ позволил сформулировать некоторые требования к деталям с точки зрения возможности уменьшения времени выдержки под гомогенизацию:

- простая геометрическая форма деталей с незначительным переходом по сечению и толщиной ≤ 100 мм; в этом случае время нагрева будет определяться в основном не временем выравнивания температуры по сечению детали, а временем, необходимым для достаточно полного протекания диффузионных процессов;
- детали должны быть изготовлены из среднеуглеродистых и низколегированных сталей с теплопроводностью не менее $40 \text{ Вт}/(\text{м}\cdot\text{К})$ [7] для уменьшения температурного градиента по сечению при нагреве;
- детали по заводской технологии должны подвергаться закалке и высокому отпуску;
- объемы производства указанных деталей должны быть значительными для эффективности энергосберегающих мероприятий (крупносерийное, массовое производство).

К этим деталям из проанализированной номенклатуры относятся гайка (сталь 40) размером $\emptyset 118 \times 15$ мм, головка штанги (сталь 35) – $\emptyset 185 \times 85$ мм, рычаг (сталь 40) – $\emptyset 30 \times 14 \times 85$ мм, стакан (сталь 40) – $\emptyset 169 \times 59$ мм, палец (сталь 40X) – $\emptyset 84 \times 200$ мм. В качестве детали-представителя для исследований выбрана деталь 64221-2979030 «палец». Годовая программа выпуска детали 64221-2979030 «палец» из стали 40X составляет 216 027 шт./год (930 т/год).

Деталь 64221-2979030 «палец» является частью тормозного механизма автомобиля МАЗ. В своей

работе деталь подвергается частым ударным воздействиям, поэтому основными требованиями к данной детали по физико-механическим свойствам являются показатели прочности и ударной вязкости. Деталь 64221-2979030 «палец» после улучшения должна иметь твердость 241–285 НВ и структуру сорбита отпуска.

В условиях завода на деталях «палец» из стали 40Х изучено влияние фактора уменьшения времени нагрева при закалке на структуру и механические свойства. Была отобрана партия деталей, которые подвергали закалке по различным режимам (с разным временем нагрева – 90, 72, 65, 58, 50 мин). Максимальное уменьшение времени нахождения деталей в печи составило 50% (50 мин) (табл. 1).

Таблица 1. Режимы закалки

Номер образца	Температура закалки, °С	Время нагрева при закалке, мин	Уменьшение времени нагрева, %
1	900	90	0
2	900	72	20
3	900	65	30
4	900	58	40
5	900	50	50

Время выдержки считали с момента загрузки деталей в печь. Данное время включало в себя время, необходимое для разогрева деталей, и время, необходимое для полного протекания диффузионных процессов. После различных режимов закалки были изучены микроструктура и механические свойства.

Структура деталей, обработанных по режимам 1–4, представляет собой в тонком сечении у поверхности мартенсит (рис. 2, а), далее – троостомартенсит (рис. 2, б). Твердость поверхности в тонком сечении – 55–56 HRC, по сечению – 50–45 HRC. Структура в толстом сечении от поверхности – мартенсит, далее – троостит и бейнит (сливаются), мартенсит. Твердость поверхности в толстом сечении – 52–53 HRC, твердость на глубине 5 мм – 50 HRC,

10 мм – 45 HRC, 15 мм и далее – 40 HRC. Данные результаты свидетельствуют о протекании полной закалки. Времени нагрева было достаточно для выравнивания температуры по всему сечению и процесс гомогенизации был совершен полностью.

При сокращении времени нагрева до 40% в структуре закаленной стали феррита выявлено не было. Это свидетельствует о том, что при температуре закалки все детали имели 100%-ную аустенитную структуру и все диффузионные процессы были завершены в полном объеме.

Структура деталей, обработанных по режиму 5, представляет собой в тонком сечении у поверхности мартенсит, далее – троостомартенсит. Твердость поверхности пальца в тонком сечении 50–55 HRC, по сечению 45–40 HRC. Структура пальца в толстом сечении от поверхности – мартенсит, далее – троостомартенсит + участки троостита + бейнит + прожилки феррита (рис. 2, в). Твердость поверхности пальца в толстом сечении – 52 HRC, твердость на глубине 5 мм – 50, 10 мм – 40–45, 15 мм и далее – 35 HRC. Сокращение времени нагрева в данном случае было двукратным и составило 50 мин. Этого времени было недостаточно для аустенитизации и протекания диффузионных процессов. В результате в сердцевине толстого сечения пальца получили структуру стали после неполной закалки (от температур A_{c1} – A_{c3}).

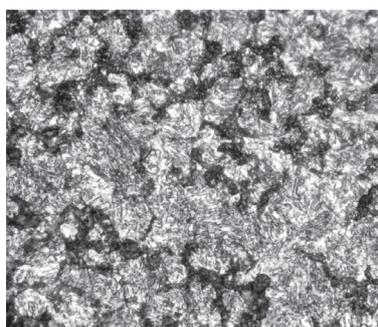
После закалки деталей был выполнен высокий отпуск (табл. 2).

Таблица 2. Механические свойства образцов после высокого отпуска

Время нагрева при закалке, мин	Временное сопротивление σ , МПа	Относительное удлинение δ , %	KCU, Дж/м ²	Твердость НВ
90	825	24,8	157	248
72	840	22,0	154	229
65	830	23,2	155	255
58	820	19,6	158	241
50	815	18,4	159	235



а

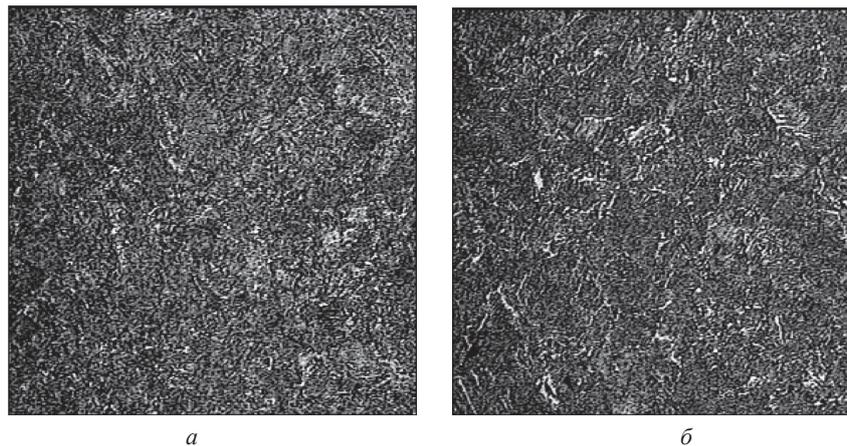


б



с

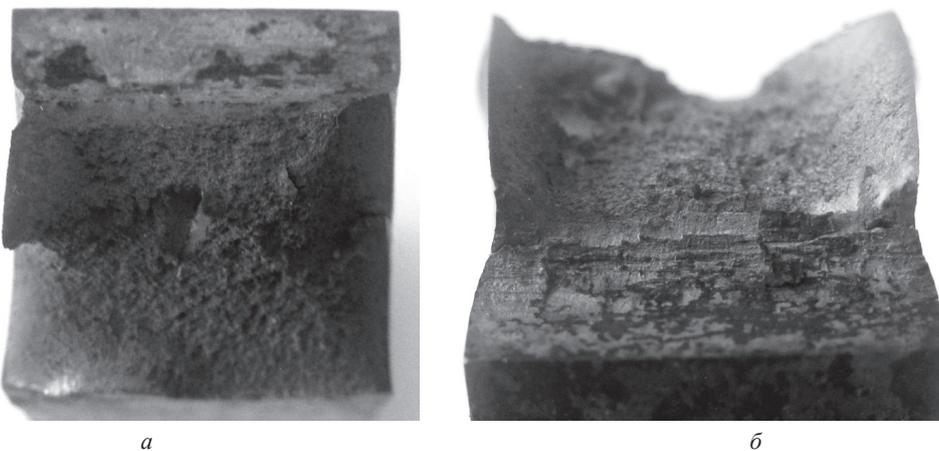
Рис. 2. Микроструктура образцов после различных режимов закалки: а – стали 40Х после закалки: мартенсит, твердость – 55–56 HRC. $\times 500$; б – стали 40Х после закалки: троостит+бейнит+мартенсит, твердость – 50–45 HRC. $\times 1000$; в – стали 40Х после закалки: прожилки феррита+ троостит+бейнит+мартенсит, твердость – 40–35HRC. $\times 500$



a

б

Рис. 3. Микроструктура стали 40X после высокого отпуска: *a* – время нагрева при закалке 90, 72, 65, 58 мин; *б* – время нагрева при закалке 50 мин. $\times 500$



a

б

Рис. 4. Вид излома стали 40X: *a* – $T_3 = 860$ °C, $t_{от} = 600$ °C, время нагрева при закалке 8 мин; *б* – $T_3 = 900$ °C, $t_{от} = 600$ °C, время нагрева при закалке 4 мин

Структура деталей после высокого отпуска с временем нагрева 90, 72, 65, 58 мин представляет собой сорбит твердостью 240–255 НВ, структура деталей после высокого отпуска с временем нагрева 50 мин – сорбит + участки феррита (рис. 3).

Существенного изменения механических свойств деталей, обработанных по различным режимам, не обнаружено. Феррит в виде прожилок не вызывает значительного снижения твердости, но он может привести к повышению температурного порога хрупкости T_{50} .

Исследование влияния фактора увеличения температуры закалки стали 40X на структуру и механические свойства. Одним из возможных путей уменьшения времени нагрева деталей при термической обработке является научно обоснованное повышение температуры нагрева. Есть основания полагать, что традиционная температура нагрева $A_{c3} + (20-50)$ °C в ряде случаев может быть повышена (без снижения механических свойств) до 900 °C. В работе [8] исследована кинетика роста аустенитного зерна при нагреве конструкционных сталей перлитного класса, отдельно легиро-

ванных марганцем, хромом, вольфрамом. Установлено, что при нагреве выше A_{c3} на 50–100 °C зерно практически не растет. Исходя из этого, нами изучено влияние фактора увеличения температуры закалки от 860 до 900 °C с одновременным уменьшением времени нагрева стали 40X на структуру и механические свойства. Значение твердости после улучшения по различным режимам исследуемых образцов получили на уровне 28–30 HRC. Вид излома образцов после испытаний на определение ударной вязкости показан на рис. 4.

При закалке с температуры 860 °C с временем нагрева 8 мин (после последующего высокого отпуска) излом вязкий с блестящими площадками, характерными для хрупкого излома (рис. 4, *a*). У образцов, обработанных по второму режиму, излом вязкий (рис. 4, *б*).

Установлено, что повышение температуры закалки стали 40X от стандартной до 900 °C приводит к увеличению ударной вязкости. Оптимальное значение получено у образцов с временем нагрева при закалке 6 и 4 мин (рис. 5). По нашему мнению, полученные результаты свидетельствуют об опре-

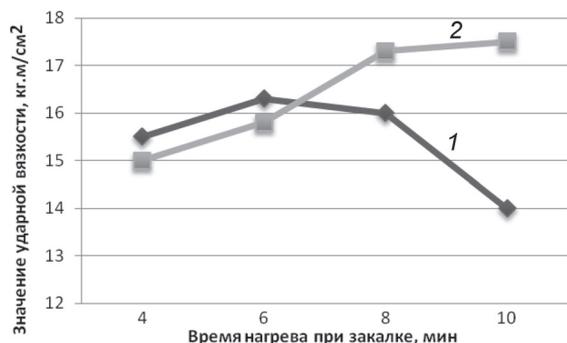


Рис. 5. Значение ударной вязкости образцов из стали 40X после высокого отпуска: 1 – температура закалки 860 °С; 2 – температура закалки 900 °С

деленной роли фосфора (при прочих равных условиях) на формирование механических свойств стали. Главная цель улучшения – выгодно перераспределить фосфор в структуре стали. После горячей обработки давлением он располагается на границах крупных аустенитных зерен [9]. Перед закалочным охлаждением должно закончиться растворение избыточного феррита в аустените. При этом фосфор должен успеть перераспределиться на границах новых мелких аустенитных зерен. После высокого отпуска, когда сталь имеет структуру зернистого типа сорбита отпуска, фосфор, растворяясь в феррите (сорбита отпуска), перемещается, вероятно, на граничные поверхности цементитных включений сорбита отпуска. Именно в этом случае достигается улучшение всего комплекса механических свойств.

Выполненные работы свидетельствуют о возможном сокращении времени нагрева под закалку деталей, изготовленных из среднеуглеродистых и низколегированных сталей небольших размеров и простой конфигурации.

Экономические показатели. Для оценочного расчета экономии энергоресурсов за счет сокращения времени нагрева при закалке использовали производственные данные. При существующем режи-

ме закалки детали 64221-2979030 «палец» расход природного газа на нагрев одной партии составляет 240 м³. При сокращении времени нагрева при закалке до 40% расход природного газа уменьшается до 154 м³. Производственная программа изготовления детали 64221-2979030 «палец» составляет 216 027 шт./год. С учетом этого экономия природного газа за год составит 230 000 м³. В денежном эквиваленте годовая экономия составит 31800 у. е.

Выводы

1. Теоретически обоснована и экспериментально подтверждена возможность уменьшения времени нагрева при закалке конструкционной стали 40X.

2. При сокращении времени нагрева до 40% в структуре закаленной стали феррита выявлено не было. Это свидетельствует о том, что при температуре закалки все детали имели аустенитную структуру и все диффузионные процессы были завершены в полном объеме. При сокращении более 40% в структуре закаленной стали выявлены прожилки феррита. Следовательно, времени для полной гомогенизации аустенита было недостаточно. Из-за низкой твердости феррита твердость стали после закалки будет неоднородна и существенно понижена. Феррит в виде прожилок не вызывает значительного снижения твердости, он может привести к повышению T_{50} .

3. Результаты работы позволяют рекомендовать в качестве оптимальных более высокие температуры нагрева при термической обработке среднеуглеродистых хромистых конструкционных сталей $A_{c3} + (70-90 \text{ } ^\circ\text{C})$. Такой нагрев способствует интенсификации процесса термической обработки.

4. Оценочный расчет применения энергосберегающих режимов при закалке деталей, изготавливаемых из среднеуглеродистых хромистых конструкционных сталей, свидетельствует о возможностях экономии энергоресурсов на 10–20% при сохранении качества термической обработки.

Литература

1. Башнин Ю. А., Ушаков Б. К., Секей А. Г. Технология термической обработки стали: Учеб. для вузов. М.: Металлургия, 1986.
2. Ворошнин Л. Г., Кухарев Б. С. Состояние и перспективы развития термической обработки металлов в машиностроении БССР. Мн.: БелНИИТИ, 1983.
3. Стрижевская Т. Н. Классификация применяемых технологий энергосбережения при термической обработке // Материалы IX Республ. СНТК «Новые материалы и технологии их обработки». Мн.: БНТУ.
4. Биронт В. С. Теория термической обработки металлов // Комбинированные методы: Учеб. пособ. Красноярск, 2007.
5. Константинов В. М., Гурченко П. С., Стефанович В. А., Стрижевская Т. Н. К проблеме энергосбережения и повышения качества термической обработки // Металлургия: Республ. межведом. сб. науч. тр. Мн.: Белорусская наука, 2008. Вып. 31.
6. Материаловедение и технология металлов: Учеб. для студентов машиностроит. спец. вузов / Г. П. Фетисов, М. Г. Карпман, В. М. Магюнин и др.; Под ред. Г. П. Фетисова. Высш. шк., 2001.
7. Биронт В. С. Теория термической обработки металлов // Теплофизические основы и расчеты: Учеб. пособ. Красноярск, 2007.
8. О кинетике роста аустенитного зерна при нагреве / В. Н. Мишин, А. М. Дымов, В. Н. Львов // Металловедение и термическая обработка металлов. 1979. № 8. С. 17–18.
9. Сталь на рубеже столетий / Под науч. ред. Ю. С. Карабасова. М.: МИСИС, 2001.