

УДК 519.868:621.78.011

М.Л. ВОЛОВОДЮК, Л.П. КРАВЧЕНКО*Николаевский политехнический институт, Николаев, Украина***МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕРМОДЕФОРМАЦИОННЫХ ЦИКЛОВ
С УЧЕТОМ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ И ХАРАКТЕР РАЗВИТИЯ ВРЕМЕННЫХ
НАПРЯЖЕНИЙ В ЗАКАЛИВАЮЩИХСЯ СТАЛЯХ ПРИ ЛОКАЛЬНОМ НАГРЕВЕ**

Рассмотрен характер развития временных напряжений в закаливаемых сталях при локальном нагреве и изучена кинетика структурных превращений в высокотемпературных участках околошовной зоны на примере стали 20ХНЗМ, которая широко применяется для повышения надежности и долговечности деталей и узлов двигателей внутреннего сгорания. С использованием методов моделирования термодинамических циклов в закрепленных образцах исследовано комплексное влияние физических параметров на развитие упруго-пластического деформирования металла при локальном нагреве, что позволяет теоретически определять параметры процесса, обеспечивающие требуемое качество и надежность деталей.

Ключевые слова: термодинамический цикл, зона термического влияния, временные напряжения, упруго-пластическая деформация, кинетика структурных превращений, околошовная зона.

Введение

Для повышения надежности и долговечности деталей и узлов двигателей внутреннего сгорания широко применяются стали с повышенным пределом прочности, имеющие структуру отпущенного мартенсита или бейнита. Это ведет также к снижению металлоемкости узлов, что значительно снижает их себестоимость, так как стоимость стали составляет примерно 70% всех затрат на изготовление. Однако, высокопрочные стали требуют особой технологии при локальном нагреве. Одной из основных нетривиальных задач является обеспечение стойкости бейнитных и мартенситных сталей к образованию холодных трещин при локальном нагреве выше критической температуры A_{c3} . Склонность к их образованию тесно связана с особенностями фазовых превращений в участках основного металла.

Поэтому в настоящей работе, исходя из основной цели исследований – повышения надежности и долговечности деталей двигателей внутреннего сгорания, основное внимание уделялось вопросам изменения временных напряжений и изучению кинетики структурных превращений в высокотемпературных участках околошовной зоны (ОШЗ). Располагая этими данными для конкретной марки высокопрочной стали, можно определить оптимальные режимы локальной термической обработки, обеспечивая высокую надежность и качество деталей.

1. Формулирование проблемы

Локальный нагрев и неравномерное распределение температуры при восстановлении деталей

дуговой наплавкой вследствие ограничения свободного формирования отдельных объемов металла и за счет существования сил упругости вызывает появление поля напряжений. Из-за неодинаковой величины возможной свободной температурной деформации, а также зависимости механических свойств от температуры, меняются и условия деформирования различных участков зоны термического влияния (ЗТВ) при локальном нагреве.

В любой момент формирования ЗТВ можно выделить две области деформаций – упругую и пластическую. Кинетика их изменения изучается экспериментальными и расчетными методами [1]. Они позволяют изучить закономерности формоизменений при локальном нагреве деталей, определить особенности распределения временных и остаточных напряжений в зависимости от геометрии деталей.

Спектр напряженно-деформированного поля во многом определяется и свойствами основного металла: температурным изменением модуля упругости, коэффициента теплового расширения, предела текучести, а также кинетикой и температурным интервалом фазовых превращений, сопровождающихся эффектами объемных изменений. Такое комплексное влияние физических параметров на развитие упруго-пластического деформирования металла при локальном нагреве можно изучить методами моделирования термодинамических циклов в закрепленных образцах. Этим способом были определены некоторые закономерности изменения временных напряжений для сталей различного легирования в высокотемпературных участках ОШЗ на

стадии охлаждения [1]. Экспериментальные данные по изменению временных напряжений для некоторых марок стали при полном цикле нагрева-охлаждения были получены в работах японских исследователей [2]. Они показали, что схема нагрева-охлаждения жестко закрепленного образца достаточно хорошо моделирует процессы деформирования металла ОШЗ реальных соединений. Подобный метод изучения особенностей упруго-пластических деформаций был предложен в работе [3, 4], где одновременно с деформационными процессами осуществлялась и регистрация структурных превращений в образцах.

2. Решение проблемы

Особенности деформационных процессов в металле ОШЗ изучались на образцах из стали 20ХНЗМ, которая широко применяется в машиностроении. Образцы трубчатого сечения нагревались проходящим током до заданных температур и охлаждались на воздухе. Средняя скорость нагрева составляла около $150^{\circ}\text{C}/\text{с}$. Скорость охлаждения в интервале $600 - 500^{\circ}\text{C}$ после нагрева образцов до температур выше критической точки A_{c3} была близка к $10^{\circ}\text{C}/\text{с}$. Исходная структура стали соответствовала сорбиту отпуска. Определялось изменение временных напряжений при нагреве образца до различных температур и последующем полном охлаждении. Для изучения особенностей упругой и пластической деформаций в низкотемпературной области нагрева измерялась величина предварительно созданных в образце напряжений сжатия, компенсирующих податливость динамометрической балки на начальной стадии нагрева.

Для выяснения температурной зависимости напряжений пластической деформации стали 20ХНЗМ в условиях термомеханических циклов в низкотемпературной области нагрева в образце при первоначальном закреплении создавали напряжения сжатия, близкие к $2/3 \sigma_{0,2}$. При нагреве-охлаждении закрепленного образца температурное изменение его длины компенсируется упругой и пластической деформацией. В определенных температурных интервалах дополнительное изменение размеров образца может происходить также за счет объемных эффектов фазовых превращений. Поскольку исследуемая сталь 20ХНЗМ находилась в состоянии после закалки и высокого отпуска, то из-за отсутствия превращений в процессе нагрева образца до температур ниже критической точки A_{c1} и последующем его охлаждении, изменение первоначально созданных напряжений после каждого термоцикла свидетельствует о протекании необратимой пластической деформации. Особенностью исследуемой стали является высокий уровень напряжений пластической

деформации (рис. 1). Так при 400°C они составляют 460 МПа , а при 640°C – 300 МПа . Последующее полное охлаждение образца от 640°C снижает величину первоначально созданных напряжений на 380 МПа . С учетом исследований [5], такое изменение остаточных напряжений вызывает пластическую деформацию средней части образца на $0,6\%$. Это значение величины деформации хорошо согласуется с моделью нагрева-охлаждения абсолютно жесткого образца.

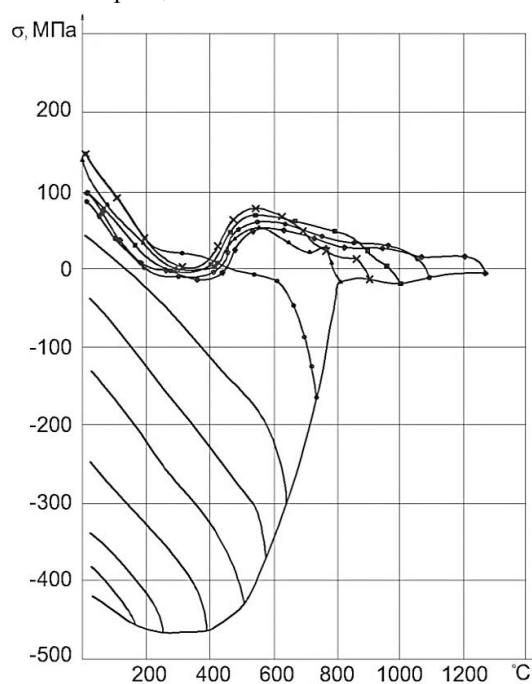


Рис. 1. Изменение временных напряжений при нагреве-охлаждении жестко закрепленных образцов стали 20ХНЗМ

Так, теоретический расчет для последнего случая, проведенный с учетом изменения свойств стали 20ХНЗМ, дает для тех же условий величину пластической деформации $0,5\%$.

Таким образом, создание в образцах предварительных напряжений сжатия, близких к $2/3 \sigma_{0,2}$ исследуемой стали по методике [3], позволяет компенсировать дополнительный прогиб динамометрической балки на этапе начального нагрева и при достижении критических точек создает пластическую деформацию, близкую к таковой, которая возникает в ОШЗ при локальном нагреве деталей.

Дальнейшее повышение температуры нагрева стали 20ХНЗМ до 730°C приводит к частичной перекристаллизации и образованию неоднородного по углероду аустенита. При последующем охлаждении в интервале $600 - 120^{\circ}\text{C}$ наблюдается бейнитное и мартенситное превращения такого аустенита, а величина остаточных напряжений из-за объемного эффекта фазового превращения невелика и составляет 82 МПа . Нагрев до 800°C со средней скоро-

стью 115 °С/с не приводит к полному завершению формирования аустенита. Об этом свидетельствует перегиб на кривой изменения временных напряжений при охлаждении в районе 760 °С, который можно объяснить ферромагнитным превращением остатков не превратившегося в аустенит феррита и связанным с ним изменением размеров образца. Оставшийся аустенит превращается в процессе последующего охлаждения по бейнитному и мартенситному механизмам. Образование мартенсита заканчивается при 250 °С, после чего временные напряжения изменяются по линейному закону. Повышение температуры конца превращения от 120 °С до 250 °С при охлаждении после соответствующих нагревов до 730 °С и 800 °С свидетельствуют о довольно быстром протекании диффузии углерода в интервале фазового превращения и гомогенизации вновь образуемого аустенита при быстрых скоростях нагрева.

Нагрев до 900 °С ведет уже к полному завершению образования аустенита. Напряжения сжатия 20 МПа при последующем охлаждении переходят в растягивающие за счет сокращения образца, достигают предела текучести и далее происходит пластическая деформация аустенита. В районе температур ниже 500 °С временные напряжения уменьшаются до нуля при $\gamma \rightarrow \alpha$ превращении. После окончания фазового перехода вновь наблюдается их рост пропорционально температуре охлаждения.

Такая особенность изменения временных напряжений в температурном интервале фазового превращения аустенита в мартенсит может быть вызвана двумя причинами. Уменьшение напряжений обусловлено преобладающим увеличением длины образца при фазовом переходе над сокращением его при охлаждении. Если это условие не удовлетворяется, то наблюдаемое уменьшение напряжений вызывается эффектом сверхпластичности металла при фазовом переходе. Подобная неоднозначность явления требует более подробного рассмотрения и проведения количественных расчетов.

При охлаждении образца длина его уменьшается на величину

$$\Delta l_T = l_0 \alpha_{cp} \cdot \Delta T, \quad (1)$$

где l_0 – длина рабочей части образца, равная 58 мм; α_{cp} – среднее значение коэффициента линейного расширения в интервале рассматриваемых температур $T_1 - T_2$, $\Delta T = T_1 - T_2$.

Увеличение длины образца при фазовом переходе Δl_ϕ в этом же интервале температур можно определить как

$$\Delta l_\phi = x \cdot \lambda_\phi \cdot l_a, \quad (2)$$

где x – относительная доля новой фазы, образовав-

шейся в температурном интервале $T_1 \dots T_2$; λ_ϕ – линейный эффект фазового превращения; l_a – длина части образца, где при нагреве произошло образование аустенита.

Линейный эффект при мартенситном превращении стали зависит от содержания углерода в аустените и может быть определен по формуле [6]

$$\lambda_\phi = \frac{2,50 + 1,08P}{3},$$

где P – содержание углерода в весовых процентах.

Для исследуемой стали находим $\lambda_\phi = 0,9\%$.

Длина части образца, нагреваемой до температуры выше критической, при температуре центра 900 °С, измерялась по продольному микрошлифу образца и составляла 30 мм.

Если рассматривать весь интервал фазового превращения от 500 °С до 250 °С, то изменение длины образца при охлаждении составляет $\Delta l_T = -0,218$ мм. Это значение получено по (1) при $\alpha_{cp} = 15 \cdot 10^{-6} 1/^\circ\text{C}$, определенное с учетом существования при превращении двух фаз – аустенита и мартенсита.

Соответственно, увеличение длины при фазовом переходе $\Delta l_\phi = 0,270$ мм.

Отсюда следует, что эффект фазового превращения преобладает над тепловым сокращением и длина образца увеличивается на 0,052 мм.

В условиях жесткого закрепления это суммарное увеличение длины идет на изменение прогиба динамометрической балки и упругую деформацию рабочей части образца, т.е.

$$\Delta l_{\text{сум}} = \Delta l_\phi + \Delta l_T = \Delta f + \Delta l_{\text{упр}},$$

где Δf – изменение прогиба балки, вызванное изменением усилия ΔP в образце; $\Delta l_{\text{упр}}$ – изменение упругой деформации образца.

Эти величины могут быть определены по следующим зависимостям

$$\Delta f = \frac{\Delta P}{K}; \quad \Delta l_{\text{упр}} = \frac{\Delta P \cdot l_0}{E_{cp} \cdot S},$$

где K – жесткость балки (для области растягивающих напряжений $K = 0,75 \cdot 10^5$ Н/мм); E_{cp} – среднее значение модуля упругости в рассматриваемом интервале температур; S – площадь сечения образца; l_0 – рабочая длина образца ($\frac{l_0}{S} = 2 \text{ мм}^{-1}$).

Отсюда $\Delta l_{\text{сум}} = \Delta P \left(\frac{1}{K} + \frac{l_0}{E_{cp} \cdot S} \right)$ и для рассматриваемого случая $\Delta P = 2130$ Н, что вызывает изменение напряжений в образце $\Delta \sigma = 73$ МПа.

Экспериментально наблюдаемое изменение напряжений (рис. 1) близко к 70 МПа.

Таким образом, выполненный анализ показывает, что уменьшение напряжений в интервале мартенситного превращения стали 20ХНЗМ при стесненной деформации обусловлен преобладанием объемного эффекта фазового превращения над сокращением при охлаждении. Влияние временных напряжений, возможно, проявляется лишь на начальной стадии образования новой фазы.

Нагрев образца до более высоких температур – 1000, 1100 и 1270 °С, и последующее охлаждение, не приводит к изменению характера временных напряжений. С увеличением нагрева лишь незначительно уменьшается величина напряжений пластической деформации аустенита исследуемой стали.

При локальном нагреве в ЗТВ происходит изменение структуры зависящей от химического состава основного металла, его исходного структурного состояния, условий нагрева и охлаждения. Поэтому, изучение особенностей структурных превращений в основном металле при различных скоростях охлаждения является одной из важных задач. Располагая данными по изменению структуры стали от условий нагрева-охлаждения можно теоретически предсказать параметры локального нагрева, обеспечивающие требуемое качество и надежность деталей.

Кинетика превращения аустенита в высокотемпературных участках ЗТВ изучалась для стали 20ХНЗМ. Исследование структурных превращений производилось по методике нагрева-охлаждения жестко закрепленного образца. Средняя скорость нагрева была близка к 150 – 200 °С/с. Вид диаграммы представлен на рис. 2.

После нагрева до 1250 °С образцы охлаждались со скоростями от 3,3 °С/с до 83,5 °С/с, которая подсчитывалась, как средняя, в интервале 600 – 500 °С. При таком охлаждении аустенит стали 20ХНЗМ претерпевает бейнитное и мартенситное превращения.

Полностью бейнитное превращение происходит лишь при самой медленной скорости охлаждения 3,3 °С/с (термоцикл 1, рис.2). Оно начинается при 570 °С и заканчивается при 390 °С. Охлаждение со скоростями 5,5 °С/с и 9 °С/с (термоциклы 2 и 3, рис. 2) понижает температурный интервал фазового превращения и наряду с бейнитным здесь образуется мартенсит в количестве соответственно 60 и 75%.

Дальнейшее повышение скорости охлаждения не подавляет процесс образования бейнита. Чаще всего он возникает по границам бывших аустенитных зерен. Даже при охлаждении со скоростью 83,5 °С/с в мартенситной структуре наблюдаются отдельные островки бейнита (термоцикл 6, рис. 2). Мартенситное превращение аустенита заканчивает-

ся при температуре 250 °С. Твердость образцов при указанных скоростях охлаждения изменялась от 300 до 380 HV.

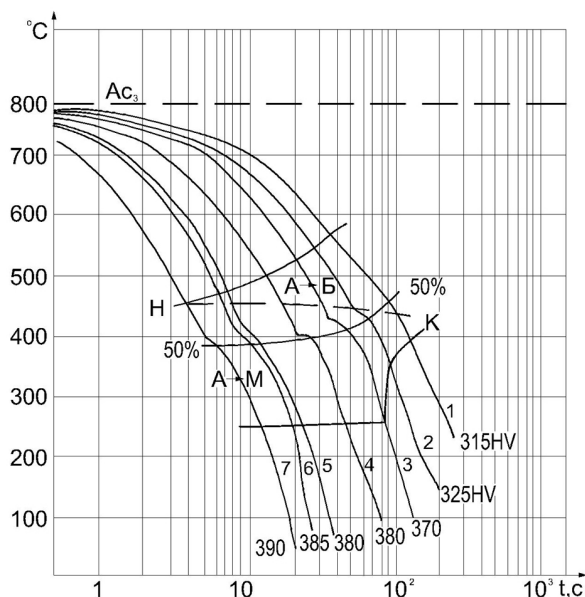


Рис. 2. Диаграмма термокинетического превращения аустенита металла ОШЗ стали 20ХНЗМ (Т_н=1250 °С).

Скорость охлаждения при 550 °С:
1 – 3,3 °С/с; 2 – 5,5 °С/с; 3 – 9 °С/с; 4 – 18,5 °С/с;
5 – 52,5 °С/с; 6 – 83,5 °С/с.

Заключение

В результате проведенных исследований по упруго-пластической деформации участков ЗТВ и кинетики превращения аустенита при воздействии термомеханических циклов можно сформулировать следующие основные выводы:

1. Изменение условий упруго-пластического деформирования участков ЗТВ стали повышенной прочности с исходной структурой сорбита отпуска зависит от системы легирования. У стали 20ХНЗМ высокое легирование никелем снижает предел текучести аустенита, и пластическая деформация его происходит при низких температурах.

2. Снижение величины временных напряжений в интервале мартенситного превращения стали 20ХНЗМ при стесненной деформации обусловлено преобладанием объемного эффекта фазового превращения над тепловым сокращением объема при охлаждении. Влияние же явления сверхпластичности возможно проявляется лишь на начальной стадии образования новой фазы.

3. При воздействии термомеханических циклов в высокотемпературных участках ЗТВ у стали 20ХНЗМ образуется бейнитная, бейнитно-мартенситная и мартенситная структура. Чисто бейнитное превращение наблюдается при средних ско-

ростях охлаждения в районе 600 °С ... 500 °С порядка 1 °С/с ... 3 °С/с.

4. Полученная диаграмма термокинетического превращения аустенита стали 20ХНЗМ дает возможность определять структуру и твердость при локальном нагреве деталей двигателей внутреннего сгорания.

Литература

1. Шоршоров М.Х. Фазовые превращения и изменения свойств стали при сварке / М.Х. Шоршоров, В.В. Белов. – М.: Наука, 1972. – 219 с.

2. Sato Kunihiro. Transient Thermal Stresses of Weld Heat-Affected Zone by Both-Ends-Fixed Bar Analogy / Kunihiro Sato, Takeshi Ohnishi // Journal of the Japan Welding Society. – Tokyo: Japan Welding Society, 1969. – Vol. 38, No. 4. – P. 359-371

3. Лебедев Ю.М. Методика моделирования сварочных термометформационных циклов / Ю.М. Лебедев, Л.П. Кравченко // Автоматическая сварка. – К., 1978. – Вып. 12. – С. 12-16.

4. Воловодюк М.Л. Побудова аналітичної моделі термоцикування з фазовими перетвореннями в вуглецевих сталях / М.Л. Воловодюк, Л.П. Кравченко // Техногенна безпека: наукові праці. – Миколаїв: Вид-во ЧДУ ім. Петра Могили, 2010. – Т. 137, вип. 124. – С. 16-22.

5. Кравченко Л.П. Исследование структурных превращений в условиях сварки титанового сплава ВТЗ-1 / Л.П. Кравченко, Ю.М. Лебедев // Тез. док. II Всесоюз. конф. по сварке цветных металлов. – Ташкент: Госиздат, 1982. – С. 28-32.

6. Грабин В.Ф. Металловедение сварки наплавлением / В.Ф. Грабин. – К.: Наукова думка, 1982. – 416 с.

Поступила в редакцию 19.05.2011

Рецензент: д-р техн. наук, проф., ректор Л.П. Клименко, Черноморский гуманитарный университет им. Петра Могилы, Николаев, Украина.

МОДЕЛЮВАННЯ ТЕРМОДЕФОРМАЦІЙНИХ ЦИКЛІВ З УРАХУВАННЯМ ФАЗОВИХ ПЕРЕТВОРЕНЬ І ХАРАКТЕР РОЗВИТКУ ЧАСОВИХ НАПРУГ В СТАЛЯХ, ЩО ГАРТУЮТЬСЯ ЗА УМОВ ЛОКАЛЬНОГО НАГРІВУ

М.Л. Воловодюк, Л.П. Кравченко

Розглянуто характер розвитку часових напруг в сталях, що гартуються за умов локального нагріву і вивчена кінетика структурних перетворень в високотемпературних ділянках пришової зони на прикладі сталі 20ХНЗМ, яка широко застосовується для підвищення надійності та довговічності деталей та вузлів двигунів внутрішнього згорання. З використанням методів моделювання термометформационних циклів у закріплених зразках досліджений комплексний вплив фізичних параметрів на розвиток пружно-пластичного деформування металу за умов локального нагріву, що дозволяє теоретично визначати параметри процесу, які забезпечують необхідну якість та надійність деталей.

Ключові слова: термометформационний цикл, зона термічного впливу, часові напруги, пружно-пластична деформація, кінетика структурних перетворень, пришвова зона.

MODELLING OF THERMO DEFORMATION CYCLES TAKING INTO ACCOUNT PHASE TRANSFORMATIONS AND CHARACTER OF PROGRESS WITH TIME STRESS IN TEMPERED STEELS UNDER LOCAL HEATING

M.L. Volovodyuk, L.P. Kravchenko

Character of progress with time in tempered steels under local heating is observed and the kinetics of structural transformations in areas of high heat-affected zone is studied on a steel instance 20HN3M which is widely applied to improve the reliability and durability of parts and assemblies of internal combustion engines. With use of methods of modeling of thermo deformation cycles in timbered test specimens complex impact of physical parameters on progress of an elastic-plastic straining of metal at local heating is investigated that can theoretically determine the parameters of the process to ensure the required quality and reliability of parts.

Key words: a thermo deformation cycle, a zone of thermal influence, progress with time stress, elastic-plastic straining, kinetics of structural transformations, heat-affected zone.

Воловодюк Марина Леонидовна – преподаватель кафедры математических и естественных дисциплин Николаевского политехнического института, Николаев, Украина, e-mail: vadim.volovodyuk@gmail.com.

Кравченко Леонид Прокофьевич – канд. техн. наук, профессор, заведующий кафедрой «Автомобили и автомобильное хозяйство» Николаевского политехнического института, Николаев, Украина.