

М/223752

Министерство высшего и среднего специального образования СССР

Московское

ордена Ленина и ордена Трудового Красного Знамени
высшее техническое училище им. Н. Э. Баумана

НА ДОМ
НЕ ВЫДАЕТСЯ

ХУДИЕВ Шахмар Ильяс оглы

**РАСЧЕТНО-ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ
ПРОЦЕССА РАЗВИТИЯ ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ
И ДЕФОРМАЦИЙ С УЧЕТОМ НЕОДНОВРЕМЕННОСТИ
ФАЗОВОЙ ДИЛАТАЦИИ В РАЗЛИЧНЫХ ЗОНАХ
ОПЛАВЛЯЕМЫХ ПОЛОС**

(Диссертация написана на русском языке)

(05.04.05 — Технология и машины сварочного производства)

7

Автореферат
диссертации на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Работа выполнена в МВТУ им. Баумана.

Научный руководитель —

д. т. н., профессор Прохоров Н. Н.

Научный консультант —

к. т. н. Прохоров Н. Никол.

Официальные оппоненты:

доктор технических наук Шоршоров М. Х.,

кандидат технических наук Жуков М. Б.

Ведущее предприятие — ЦНИИ МПС г. Москва.

Автореферат работы «...»

197 г.

Защи-
на засе-
Московс
Знамени
адресу:

197 г.

Ваши
выслать

о Красного
Баумана по

С ди-
лица.

ю, просьба

отеке Учи-

Учен

M 223758

ВВЕДЕНИЕ

Процесс развития внутренних напряжений и деформаций в свариваемых закаливающих сталях представляет собой сложное необратимое явление, определяемое кинетикой термической и фазовой дилатации.

Решение задачи о процессах развития внутренних напряжений и деформаций с учетом фазовой дилатации привлекает к себе внимание многих исследователей и в настоящее время мы располагаем обширным перечнем работ, характеризующим современное состояние науки в этой области. К числу этих работ относятся исследования, проведенные Г.А.Николаевым, Н.О.Окерблюмом, Н.Н.Прохоровым, В.Н.Земзиным, В.С.Игнатъевой, В.А.Винокуровым, М.Б.Жуковым, В.И.Махненко, К.М.Гатовским и др.

Во всех вышеуказанных работах, наряду с другими упрощениями допускалось, что фазовое превращение развивается одновременно, во всех волокнах, нагреваемых выше температуры начала аустенизации.

Однако, в работах Н.Н.Прохорова, М.Х.Шоршорова, А.М.Макары и др. показано, что температура начала превращения аустенита при охлаждении существенно снижается с увеличением максимальной температуры нагрева стали. Это обстоятельство объяснено возрастанием концентрации легирующих элементов в аустените при увеличении максимальной температуры нагрева за счет большего растворения карбидов.

Исследования, проведенные в настоящей работе, показывают, что применение допущения об одновременности превращения аустенита приводит к существенным погрешностям как при оценке остаточного состояния свариваемых элементов, так и при анализе кинетики развития внутренних деформаций.

В частности установлено, что на этапе развития фазовой дилатации пренебрежение неодновременностью этого процесса приводит к качественно неверным сведениям, относящимся к значениям внешних деформаций.

Существенное искажение зависимости внешней деформации, естественно, приводит к погрешностям в определении внутренних напряжений и деформаций.

Целью настоящей работы является исследование процессов развития внутренних напряжений и деформаций в свариваемых полосах с учетом неодновременности фазовой дилатации в различных волокнах околосшовной зоны.

Настоящая работа состоит из введения и пяти глав.

Глава первая содержит обзор литературы по исследованию внутренних деформаций и напряжений при сварке. Экспериментальные иссле-

дования внутренних остаточных напряжений в сталях впервые были произведены в 1887 году Н.В.Калакуцким, создавшим метод оценки основанный на перераспределении деформаций в напряженном элементе при нарушении его сплошности или удалении части объема.

Этот метод широко применялся для анализа остаточных напряжений в элементах сварных конструкций многими исследователями: Г.А.Николаевым, Ф.Ф.Витманом, Л.А.Гликманом, Д.И.Грековым, А.В.Дятловым, Н.О.Окерболом, Е.О.Патоном, В.Н.Земзиным, П.А.Мельниковым и др. В настоящей работе метод Н.В.Калакуцкого применялся для проверки основных результатов, полученных расчетным путем.

В 1950 году Н.Н.Прохоровым был разработан дифференциальный метод анализа процессов развития внутренних деформаций и напряжений в свариваемых элементах, основанный на измерении разности деформаций волокон в условиях сварки и в условиях свободного теплового возбуждения. Расчленение упругопластической деформации на упругую и пластическую компоненты в этом методе производится на основе измерений сопротивления металлов деформированию при имитированном сварочном цикле.

На основе этого метода в трудах К.В.Багрянского, Б.С.Касаткина, Н.Никол.Прохорова, И.М.Жданова и др. получена информация о процессах развития внутренних деформаций при сварке различных металлов.

В настоящей работе помимо внутренних деформаций определяется также общий прогиб свариваемой полосы, что позволило сопоставить обобщенные характеристики процесса деформирования, полученные расчетным и экспериментальным путем.

Исходные данные для функциональных зависимостей фазовой дилатации от температуры определялись на быстродействующем dilatометре ЛТП-4-4 с двухкоординатной системой регистрации, а данные, относящиеся к изменению сопротивления сталей деформированию в процессе превращения аустенита - на релаксометре специальной конструкции, изготовленном в ЛТП.

В последние годы для решения задач о сварочных деформациях и напряжениях широко применяются электронные цифровые вычислительные машины. К таким исследованиям следует отнести работы В.И.Махненко, Е.А.Великоиваненко, Н.Никол.Прохорова, В.А.Винокурова, А.Г.Григорьянца и др. авторов. При этом повышается точность расчетных исследований за счет более полного учета факторов, влияющих на образование сварочных напряжений и деформаций.

В настоящей работе задача о сварочных деформациях и напряжениях решается с учетом неодновременности фазовых превращений. Для

этого применяется электронно-цифровая вычислительная машина "Минск-22". Программа для решения задачи составлена на основе работы Н.Никол.Прохорова.

Глава вторая посвящена описанию основных характеристик исследований закаливающихся сталей и методики экспериментального исследования внутренних напряжений и деформаций при сварке закаливающихся сталей.

Исследование проводилось на сталях бейнитного класса, существенно отличающихся по химическому составу и механическим свойствам (стали № 35, № 29, 30ХГСА, 20ХГСА) и на Ст.3. При исследовании ширина полосы была переменная ($h = 25, 50, 100$ и 150 мм), а длина ($l = 350$ мм) и толщина ($\delta = 10$ мм) — постоянные.

Экспериментальное исследование проводилось по схеме переплава кромок полосы аргоно-дуговым способом вольфрамовым электродом. Выбор этой схемы обусловлен ее относительной простотой при наличии всех специфических особенностей процесса, формирования внутренних напряжений и деформаций в свариваемых элементах.

В процессе сварки были произведены измерения стрелы прогиба во времени на базе длиной 280 мм и термических циклов в трех точках поперечного сечения, различно удаленных от оси шва.

На сваренных образцах также производилось измерение остаточной внешней деформации (относительное смещение точек базы в процессе сварки) по методике МВТУ и определение остаточных внутренних напряжений.

Определение остаточных внутренних напряжений в основном металле производилось путем разрезки полосы (метод Калауцкогo).

Отличительной особенностью распределения остаточных напряжений в шве и околошовной зоне в случае сварки закаливающихся сталей являются высокие значения градиентов напряжения со сменой знаков в этих незначительных по ширине зонах.

Остаточные напряжения в околошовной зоне определены по методу Давиденкова.

Глава третья посвящена экспериментальному исследованию влияния различных факторов на процесс образования напряжений и деформаций при наплавке валика на кромку полосы.

Ниже приводятся результаты экспериментальных исследований по влиянию жесткости полосы, химического состава сталей, повторного переплава кромок свариваемых полос, погонной энергии сварки, предварительной термообработки (закалка-отпуск), подогрева и внешнего изгибающего момента на величину временного и остаточного прогибов, а также остаточных деформаций и напряжений. Эти исследования прово-

дились с целью проверки расчетной схемы и регулирования сварочных деформаций и напряжений в закаливаемых сталях. Для выявления определенной закономерности каждый фактор исследовался для полос различной ширины.

Исследование по влиянию жесткости полосы на процесс развития сварочных деформаций и напряжений проводилось на полосах шириной 25, 50, 100 и 150 мм. В процессе сварки были произведены замеры температуры в трех точках поперечного сечения, различно удаленных от оси шва и стрелы прогиба во времени.

Результаты по снятию термических циклов показывают, что в полосах шириной 25 мм скорость охлаждения волокон в околосварной зоне меньше, чем в полосах шириной 50, 100 и 150 мм. Причиной этого является отражение тепловой волны от обратной кромки полосы меньшей ширины. Характер изменения кривой стрелы прогиба в полосах меньшей жесткости отражает эффект фазового превращения. Но с увеличением ширины полосы величина как временного максимального, так и остаточного прогибов снижается.

Известно, что изменение химического состава сталей оказывает влияние на величины сопротивления деформированию и фазовой дилатации. Например, в заданной температурной области превращения аустенита, величина фазовой дилатации, а следовательно, и процесс деформирования, могут существенно изменяться при изменении химического состава сталей. Результаты исследования влияния химического состава на процесс развития сварочных деформаций показывает, что для полос из сталей 30ХГСА, 20ХГСА и Ст.3 величина остаточного прогиба имеет отрицательный знак, а для полос из сталей № 29 и № 35 остаточный прогиб может быть как с отрицательным, так и с положительным знаком, в зависимости от жесткости полос.

Для полос одинаковой ширины значение остаточного прогиба уменьшается, начиная от Ст.3 до стали № 35. Причиной этого вероятно является увеличение величины сопротивления деформированию и фазовой дилатации последовательно, начиная от сталей марки Ст.3, 20ХГСА, 30ХГСА к сталям № 29 и № 35.

Остаточные напряжения для этих сталей в зависимости от ширины полосы имеют различный характер изменения. В полосах из сталей 30ХГСА и 20ХГСА с увеличением жесткости величина сжимающих напряжений на оси шва снижается и переходит к растягивающим, а в полосах из сталей № 29 и № 35, наоборот, с увеличением жесткости величина сжимающих напряжений растет.

Величина сварочных деформаций зависит от количества вводимого в металл тепла. Чем больше внесенного тепла, тем шире зона металла,

нагретого до температур выше $A_{с1}$ и $A_{с2}$. С расширением зоны металла, нагретого выше $A_{с1}$ и $A_{с2}$, увеличивается ширина зоны структурных превращений при охлаждении.

Исследование по изменению удельной погонной энергии за счет изменения скорости сварки при постоянном значении эффективной мощности дуги показало, что с увеличением удельной погонной энергии сварки до 2060 кал/см повышается временный максимальный прогиб, а дальнейшее увеличение ее до 2620 кал/см приводит к снижению последнего. Остаточный прогиб с повышением удельной погонной энергии за счет уменьшения скорости сварки монотонно снижается.

При повышении удельной погонной энергии сварки, растет количество вводимого в металл тепла, которое расширяет зону нагрева выше критических температур $A_{с1}$ и $A_{с2}$, где происходят структурные превращения при охлаждении. Зная, что знак деформации от фазовой дилатации на этапе охлаждения противоположен температурной, можно прийти к заключению, что причиной уменьшения остаточных деформаций вероятно является расширение зоны структурных превращений, где образуются закалочные деформации и напряжения.

Повторный переплав кромок полосы оказывает существенное влияние на сварочную деформацию.

Исследования по влиянию повторного переплава кромок полос различной ширины (50 и 100 мм) из различных сталей (30ХГСА, 20ХГСА и Ст.3) показали, что величина временного максимального и остаточного прогиба полос снижается при наложении повторного шва на неостывший первый.

Проведены исследования влияния исходной структуры стали на процесс развития деформаций при сварке. Исследование проводилось на предварительно термообработанных (закалка + отпуск при температурах 200, 400 и 600°C) полосах из сталей 30ХГСА и 20ХГСА, шириной 50 и 100 мм и толщиной 10 мм, а также на полосах шириной 30 мм и толщиной 2,5 мм из стали 30ХГСА.

В результате исследования установлено, что при температуре отпуска 400°C остаточный прогиб имеет минимальное значение. Повышение и понижение температуры отпуска приводит к увеличению остаточного прогиба.

В работе не обнаружено существенного влияния ширины и толщины полос на температуру отпуска соответствующую минимальному прогибу.

Влияние предварительного и сопутствующего подогрева исследовалось с целью выявления связи между шириной полосы и температурой подогрева, а также для определения оптимальной температуры подогрева, приводящей к минимальной деформации. Поэтому исследование про-

водилось на полосах шириной 25, 50 и 100 мм из стали 30ХГСА при температуре подогрева 150, 300, 450°С и без подогрева.

В результате этого исследования установлено, что величина временного максимального прогиба уменьшается с повышением температуры подогрева для всех исследованных ширины полос, а величина остаточного прогиба уменьшается для полос шириной 100 и 50 мм, а для полос шириной 25 мм она увеличивается.

Причиной уменьшения остаточной деформации в широких полосах вероятно является снижение градиента температур по сечению полосы за счет подогрева, а причиной увеличения ее в полосе шириной 25 мм является сильный нагрев волокон на обратной кромке за счет отражения тепловой волны, что уменьшает сопротивление полосы деформированию.

Применение активного внешнего изгибающего момента для регулирования величины остаточных деформаций имеет большое практическое значение. Исследование проводилось на полосах из стали 30ХГСА шириной 20, 40 и 80 мм и толщиной 10 мм. В результате проведенного исследования получено, что с увеличением отношения изгибающих моментов к моменту, соответствующих деформаций пределов текучести повышается величина временного максимального и снижается величина остаточного прогибов. Для получения нулевого остаточного прогиба в полосах шириной 80, 40 и 20 мм соответственно необходимо отношение моментов $M/M_T = 0.22; 0.17$ и 0.06 .

Для выяснения эффективности применения активной внешней нагрузки с целью регулирования остаточных деформаций при сварке закаливающихся сталей в работе приводится качественное сравнение результатов исследования с результатами Н.В.Шиганова (низкоуглерод. сталь). В результате такого сравнения установлено, что для получения нулевого прогиба в полосах из стали 30ХГСА необходимое отношение M/M_T меньше, чем для полос из низкоуглеродистой стали.

Причина эффективного влияния активного внешнего изгибающего момента на остаточный прогиб при сварке закаливающихся сталей вероятно связана с фазовым разупрочнением, исследованным в работах О.Г.Воробьева, П.Я.Каюшников, В.В.Белова и М.Х.Шоршорова и др. исследователей.

Глава четвертая посвящена расчетному исследованию процессов развития внутренних напряжений и деформаций при наплавке валика на кромку полос из закаливающихся сталей.

Ниже приводятся основные предпосылки и алгоритмы решения указанной задачи с учетом фазовых превращений, а также результаты этих расчетов на ЭЦМ "Минск-22".

Алгоритм и программа для расчетов процесса развития внутренних напряжений и деформаций с учетом фазовых превращений были разработаны к.т.н. Н.Никол.Прохоровым с участием автора.

Программа для решения данной задачи была составлена в двух вариантах, отличающихся степенью учета различных факторов, влияющих на процесс развития внутренних деформаций и напряжений от фазовых превращений.

При решении задачи по первому варианту в программе принималась гипотеза одновременности превращения аустенита в зоне металла, нагреваемого выше точек A_{c1} и A_{c3} . Основание для оставления указанного алгоритма решения задачи явились рекомендации, имеющиеся во всех работах, предшествующих нашему исследованию. Однако, как показали результаты решения задачи, при условии одновременности превращения аустенита нельзя получить соответствие расчетных и экспериментальных данных.

При разработке алгоритма второго варианта предусматривалась возможность неодновременности процесса превращения аустенита в околосшовной зоне как за счет неполного растворения примесей в зонах $A_{c1} \leq T_{max} \leq A_{c3}$, так и за счет переменной степени аустенизации сталей при перегреве (рис. 1).

При расчете были приняты следующие допущения: внутренние напряжения при сварке рассматриваются как одноосные, а свариваемый материал — идеально упруго-пластическое тело. Используется гипотеза плоских сечений. Коэффициент линейного расширения α для рассматриваемых сталей, модуль нормальной упругости и предел текучести зависят от температуры.

При расчетах температурных полей значение теплофизических коэффициентов λ , α , c_p было принято независимым от температуры.

При разработке настоящего алгоритма учитывалось следующие факторы. Зависимость свободной деформации от температуры (рис.1) задавалась в виде таблицы. Здесь для различных структурных составляющих различен. В температурной области переохлаждения аустенита сопротивление сталей деформированию на этапе нагрева и охлаждения изменяется по различным законам. (рис. 2). На этапе нагрева уменьшение сопротивления сталей деформированию с повышением температуры существенно зависит от предварительного состояния (отпуск, отжиг).

На этапе охлаждения сопротивление сталей деформированию изменяется по сложному закону. В аустенитной области оно определяется жаропрочностью этой фазы, а в момент превращения наблюдается существенное падение сопротивления деформированию с понижением температуры. Характер падения сопротивления деформированию определя-

ется кинетикой превращения аустенита.

Явление снижения сопротивления сталей пластической деформации в процессе превращения аустенита описано в работах В.Г.Воробьева, П.Я.Каушника, А.А.Преснякова, В.В.Белова, М.Х.Шоршорова и др.

Зависимости сопротивления деформированию различных сталей в процессе превращения аустенита получены на релаксметре ЛТП-5-5.

Расчет производился в следующей последовательности.

Сначала выбиралась координата X расчетного сечения. В выбранном сечении рассчитывают значения температур $T(y)$ по уравнению распределения температур при действии в полосе линейного источника тепла, движущегося с ограниченной скоростью.

Для учета развития при нагреве (и остывании) фазовых превращений для каждого волокна определяется максимальная температура нагрева и для точек $T_{max} > A_{c1}$ определяется скорость охлаждения в области температур 550°C и степень перегрева (недогрева) выше (ниже) температуры A_{c3} .

Определяется температура начала распада аустенита для точек, нагревавшихся выше (ниже) критической температуры A_{c3} и величины дилатации этих точек, а затем определяется свободная температурная деформация с учетом дилатации от фазовых превращений.

Зависимость предела текучести от температуры при вычислениях задавались таблицами. При этом для предела текучести задавались свойства применительно к двум состояниям - до и после закалки.

Ввиду одномерности задачи ее решение сводилось к решению уравнений равновесия на различных этапах термического цикла. При решении уравнений равновесия применялся метод итераций.

Вначале предполагается, что распределение внешней деформации в рассматриваемый момент времени остается таким же, каким оно было в предшествующий момент (в качестве первого распределения деформаций ϵ_x^1 на этапе нагрева предполагается, что $\epsilon_x^1 = 0$, при $\epsilon_T = \alpha \cdot T_0$, где $T_0 = 20^{\circ}\text{C}$) и величину краевых внешних деформаций ϵ_x^{10} и ϵ_x^{1n} определяем по формулам:

$$\left\{ \begin{aligned} \epsilon_x^{10} &= \frac{6 \left(\sum_{i=0}^n \epsilon_i^1 - \frac{\epsilon_n^{01} + \epsilon_n^1}{2} \right) \left[\frac{2(n+1)(2n+1) - 3 - 6n}{6n} \right] - \left(2 \sum_{i=1}^n \epsilon_i^1 \cdot i - \epsilon_n^1 \cdot n + \frac{\epsilon_n^{01} - \epsilon_n^1}{2} \right) \cdot 3}{2(n+1)(2n+1) - 3n(n+2) - 3} \\ \epsilon_x^{1n} &= \frac{2}{n} \left(\sum_{i=1}^n \epsilon_i^1 - \frac{\epsilon_n^{01} + \epsilon_n^1}{2} \right) - \epsilon_x^{10} \end{aligned} \right.$$

где ϵ_n — кривая, ограничивающая вместе с прямой ϵ'_x энкуру упругих деформаций ($\epsilon_{упр}$):

$$\epsilon_n = \epsilon'_x \pm \epsilon_{упр}$$

n — число ячеек, на которые разбиваются поперечное сечение при решении задачи численным методом ($n = 100$);

i — номер рассматриваемой ячейки.

Полученный результат распределения внешней деформации сопоставляем с предположенным. Если оказывается, что значение разности величин краевых деформаций данных двух распределений находится в пределах заданного расхождения, то полученное распределение принимаем в качестве решения и далее продолжается расчет следующего поперечного сечения. В ином случае полученное распределение принимаем как новое предположение и расчет продолжаем снова, начиная с определения величины краевых деформаций.

Расчетным путем получены термические циклы для волокон различного удаленных от оси шва, температурные зависимости внешних и внутренних деформаций и внутренних напряжений для волокна шва [$\epsilon'_x(t)$, $\epsilon_x(t)$ и $\sigma_x(t)$], температурные зависимости внутренних напряжений в различных волокнах поперечного сечения полосы и распределения напряжений в поперечном сечении в различные моменты времени, изменение стрелы прогиба полосы во времени $f(t)$ и распределение остаточных напряжений в поперечном сечении полосы $\sigma_{x,ост}(y)$.

Результаты по $\sigma_x(t)$ в различных волокнах полосы из стали ЗОХГСА (рис. 3) показывают, что в волокнах, где происходит структурное превращение ($y = 0-5 \text{ мм}$, рис. 3а) процесс при нагреве начинается с развития напряжения сжатия и при температуре $180-200^\circ\text{C}$ достигает предела текучести. С повышением температуры величины сжимающих напряжений и предела текучести уменьшаются и примерно при 1000°C равняются нулю. В процессе охлаждения в указанных волокнах развиваются растягивающие напряжения. При температуре начала распада аустенита значение напряжения снижается и переходит в сжимающее. Причем, чем выше максимальная температура нагрева волокна, тем больше значение сжимающих напряжений. В волокнах, где происходит неполная аустенизация при нагреве ($y = 6 \text{ мм}$) величина фазовой дилатации меньше, поэтому значение растягивающих напряжений снижается незначительно.

В волокнах, где происходит фазовое превращение (выше 7 мм) процесс начинается с развития растягивающих напряжений при нагреве, затем переходит в сжатия и достигает предела текучести (рис. 3б). В соответствии с максимальной температурой нагрева отдельных волокон сжимающие напряжения снижаются и переходят в растягивающие. При остывании

растягивающие напряжения, равные пределу текучести, снижаются. Величина растягивающих напряжений в этих волокнах отличается от предела текучести только ниже 250°C . В волокнах расположенных на расстоянии 16–20 мм от оси шва предел текучести достигается только при нагреве, а в более удаленных от оси шва волокнах вообще не достигается.

Кинетика развития внутренних напряжений для стали № 35 в целом аналогично стали 30ХГСА. Только в стали № 35 наблюдается более резкий переход от растягивающих напряжений к сжимающим при температуре начала распада аустенита. Потому что величина фазовой дилатации для стали № 35 больше, а температурный интервал превращения меньше, чем для стали 30ХГСА.

Расчеты по влиянию жесткости проведены для полос шириной 50, 100 и 150 мм из стали 30ХГСА и шириной 30, 50 и 100 мм из стали № 35.

Результаты расчета по температурной зависимости внешних деформаций волокна шва для полос шириной 100 и 150 мм из стали 30ХГСА показывают, что форма кривых $\epsilon_x'(T)$ качественно не отличается от кривых, описывающих процесс развития внешних деформаций при отсутствии фазовых превращений, форма кривых $\epsilon_x'(T)$ для полосы шириной 50 мм "искажается" в области температур фазового превращения. Однако "искажение" зависимости $\epsilon_x'(T)$ для стали № 35 имеет место для всех приведенных ширин. Причиной этого является большая величина дилатации при распаде аустенита для стали № 35, по сравнению со сталью 30ХГСА.

Большой интерес представляют результаты по температурной зависимости внутренних напряжений волокна шва и распределение остаточных напряжений в поперечном сечении полос различной ширины.

Внутреннее напряжение на оси шва в зависимости от изменения температуры дважды достигает предела текучести в обеих сталях и во всех рассматриваемых ширинах полос.

Характер зависимости внутренних напряжений от температуры для сталей 30ХГСА и № 35 меняется различным образом, начиная от температуры начала фазового превращения.

Для 30ХГСА независимо от ширины полосы растягивающие напряжения при температуре начала распада аустенита снижаются и переходят в сжимающие. Величина сжимающих напряжений с дальнейшим охлаждением растет до температуры конца фазовых превращений. Дальнейшее охлаждение приводит к расчленению кривых $\sigma_x(T)$ в зависимости от ширины полосы. Чем больше ширина, тем меньше величина сжимающих напряжений.

Для стали № 35 величина растягивающих напряжений уменьшается,

начиная от температуры начала распада аустенита для всех ширины полос. С понижением температуры охлаждения растягивающие напряжения достигают нуля и переходят в сжимающие, вследствие эффекта фазовой дилатации. После достижения температуры конца фазовых превращений величина сжимающих напряжений практически не меняется. В зависимости от ширины полосы величина остаточных сжимающих напряжений в волокне шва меняется противоположно стали 30ХГСА, т.е. чем больше ширина полосы, тем выше значения сжимающих остаточных напряжений в волокне шва. Причиной этого являются повышение значения фазовой дилатации и сопротивление деформированию в стали № 35 по сравнению со сталью 30ХГСА.

Глава пятая посвящена сопоставлению расчетных результатов с экспериментальными.

Для проверки применимости рекомендуемого метода расчета внутренних напряжений и деформаций нами было произведено сравнение расчетных данных с экспериментальными.

При расчете внутренних деформаций и напряжений помимо вышеуказанных данных, мы располагали экспериментальными сведениями о термических циклах образцов, подвергаемых сварочному нагреву, об изменении стрелы прогиба во времени, об остаточной внешней деформации и о распределении остаточных напряжений в поперечном сечении полосы.

Перед нами стояла задача создать метод расчета процесса развития внутренних напряжений и деформаций при наплавке валика на кромку полосы с учетом неодновременности фазовой дилатации в различных волокнах околосварной зоны. При этом мы считаем, что критерием правильности заложенных в расчет исходных данных может и должно служить соответствие расчетных и экспериментальных результатов.

Сравнение экспериментальных и расчетных результатов производилось на термических циклах, на изменении стрелы прогиба во времени, на остаточных прогибах и на эпюрах остаточных напряжений.

Сравнение термических циклов, полученных экспериментальным и расчетным путями, показывает удовлетворительное совпадение и подтверждает правильность выбора теплофизических коэффициентов.

Для сравнения в качестве параметра, характеризующего процесс деформирования, приводится изменение стрелы прогиба во времени. Совпадение экспериментальных и расчетных прогибов, изменяющихся во времени, подтверждает правильность результатов по кинетике развития сварочных деформаций и напряжений, полученных расчетным путем

$\{\epsilon_x'(T), \epsilon_x(T) \text{ и } b_x(T)\}$

Чтобы охарактеризовать остаточное напряженное состояние стальной полосы после сварки и полного остывания производилось сопоставление остаточных прогибов и остаточных внутренних напряжений для полос различной ширины из сталей № 35 и ЗОХГСА.

Величина и знак остаточного прогиба в зависимости от сопротивления сталей деформированию, величины дилатации и ширины полосы могут быть отрицательными, положительными и близкими к нулю. Например для полос шириной 50 мм из стали ЗОХГСА знак остаточного прогиба отрицательный, а для стали № 35 – положительный, с увеличением ширины полосы величина прогиба для обеих сталей уменьшается и для стали № 35 приближается к нулю.

Характеры распределения остаточных напряжений в поперечном сечении полосы различной ширины, полученных экспериментально, также различны.

Сравнение расчетных и экспериментальных результатов остаточных прогибов и остаточных напряжений показывает также удовлетворительное совпадение.

Отсюда видно, что предлагаемая методика расчета внутренних напряжений и деформаций с учетом неодновременности фазовой дилатации в различных волокнах околосварной зоны дает возможность, не прибегая к сложным, трудоемким и долгим экспериментальным исследованиям, раскрыть полную и ясную картину деформационных процессов.

ВЫВОДЫ

1. Процесс развития внутренних напряжений и деформаций в закаливаемых сталях представляет собой сложное явление, сущность которого можно раскрыть при учете наложения двух элементарных явлений. С одной стороны, свариваемая сталь при сварке претерпевает термическое возбуждение, сопровождающееся термической дилатацией и термическим изменением сопротивления деформированию. С другой стороны, в сталях при сварке развиваются локальные процессы фазовой дилатации и процессы перестройки кристаллической решетки при фазовых превращениях, обуславливающих соответствующее изменение сопротивления деформированию.

Для установления закономерностей развития процесса деформирования в условиях сложного взаимодействия вышеуказанных явлений нами произведены экспериментальные и расчетные исследования параметров деформирования в условиях сварки.

2. В проведенных исследованиях показано, что развиваемые в настоящее время методы расчета внутренних напряжений и деформаций основанные на представлениях об одновременности превращения аустенита в различных точках свариваемого элемента не удовлетворя-

ют экспериментально наблюдаемым фактам. Например, установлено, что вышеприведенное допущение приводит к качественному несовпадению расчетных и экспериментальных зависимостей внешней деформации от температуры.

3. С целью выявления основных закономерностей процессов развития внутренних напряжений и деформаций был проведен широкий ряд экспериментальных исследований при сварке закаливающих сталей. Эксперименты проводились при наплавке валика на кромку полосы. При этом изучалось влияние ширины полос, химического состава сталей, удельной погонной энергии сварки, количество проходов, предварительной термообработки свариваемых полос, предварительного и сопутствующего подогрева, внешнего изгибающего момента. Во всех перечисленных случаях варьировалась ширина полосы.

4. Установлено, что процесс фазового разупрочнения при превращении аустенита при сварке оказывает существенное влияние на процессы развития внутренних деформаций и напряжений. Например, в сталях № 35 и 30ХГСА, претерпевающих бейнитное превращение при сварке, но имеющих различный характер зависимости $\delta_r(T)$ в процессе превращения, зависимости остаточного прогиба и остаточных напряжений от жесткости оказались качественно различными.

5. Элементарные явления, формирующие процесс развития сварочных деформаций в закаливающих сталях, различным образом зависят от режима сварки. Это приводит к различным температурным условиям их наложения и, как следствие, к сложным зависимостям сварочных деформаций от условий сварки закаливающих сталей. Установлено, что зависимость остаточных прогибов полос от режима сварки в условиях однотипности характера превращения аустенита в существенной мере зависит от типа С-образной диаграммы превращения. Например, в сталях с относительно малым наклоном кривых бейнитного превращения изменение погонной энергии не приводит к заметному изменению остаточных прогибов. В этих случаях решающую роль для развития значений остаточных прогибов приобретают ширина зоны, нагреваемой выше A_{c1} и A_{c3} .

6. Установлено, что при наложении последующего валика на неостывший предыдущий, при повторном переплаве, величины временного максимального и остаточного прогибов снижаются.

7. Установлено, что при сварке термообработанных полос (закалка + отпуск) зависимость остаточных прогибов от температуры отпуска характеризуется кривой с минимумом при температуре отпуска 400°C (стали 30ХГСА и 20ХГСА).

8. Установлено, что влияние подогрева на временный и остаточ-

ний прогибы полосы из стали ЭОХГСА аналогично влиянию подогрева на Ст.3, т.е. подогрев снижает временный максимальный прогиб для всех ширин полос. При большой жесткости полос подогрев снижает и остаточный прогиб, а при малой ($h = 25$ мм) – увеличивает.

9. Установлено, что применение активного внешнего изгибающего момента для снижения остаточного прогиба при наплавке валика на кромку полос из закаливающихся сталей более эффективно, чем применение его для полос из низкоуглеродистых сталей.

Ю. Создание метода расчета процессов развития внутренних напряжений и деформаций в закаливающихся сталях производилось на основе удовлетворения большинству экспериментально наблюдаемых фактов. При этом добивались совпадения как временных, так и остаточных расчетных и экспериментальных значений параметров процесса деформирования.

II. В результате проделанной работы рекомендуется способ расчета сварочных деформаций и напряжений полос из закаливающихся сталей, учитывающих одновременное развитие процессов превращения аустенита в областях, нагреваемых выше критических точек

A_{c1} и A_{c3} . Одновременность превращения аустенита, обусловленная различной степенью и полнотой аустенизации сталей в точках, удаленных на разное расстояние от зоны проплавления, определялись на основе дилатометрических и релаксометрических исследований.

Результаты расчета с предположением о одновременности фазового превращения в околосшовной зоне, нагретой выше A_{c1} и A_{c3} дает удовлетворительное совпадение с результатами эксперимента и позволяет более полно прогнозировать процесс развития напряжений и деформаций при наплавке валика на кромку полосы из закаливающихся сталей.

12. В результате проведенных исследований составлен руководящий материал для промышленного использования методики расчета внутренних напряжений и деформаций с учетом одновременности, фазовой дилатации в различных зонах оплаиваемых полос, а также опытных данных.

По содержанию диссертации опубликованы следующие работы:

- Г. Н.Н. Прохоров, Н.Н.Никол. Прохоров, Ш.И. Худиев. Методика расчета деформаций и напряжений с учетом фазовых превращений при наплавке сварочного валика на кромку полосы. "Физика и химия обработки материалов", № 3, 1972.

2. Н.Н.Проخورов, Ш.И.Худиев. Расчетное исследование влияния фазовой дилатации на развитие внутренних деформаций и напряжений в процессе наплавки валика на кромку закаливающихся стальных полос разной ширины. Рукопись депонирована в "Цветметинформации", № 2 от 8 июня 1972 г. Реферативный журнал "Сварка", № II, 1972.
3. Н.Н.Проخورов, Ш.И. Худиев. Влияние предварительной термообработки на деформацию стальных полос при сварке. "Ученые записки", серия IX, № I, 1973, г. Баку.
4. Н.Н.Проخورов, Ш.И.Худиев. Влияние химического состава и механических свойств стальной полосы различной ширины на процесс развития сварочных деформаций. "За технический прогресс", №5, 1973, г.Баку.

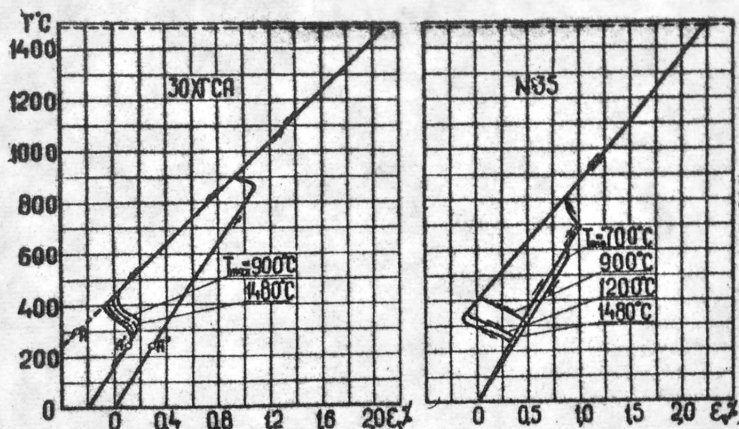


Рис. 1. Зависимость $T_{\text{н}}$ от степени перегрева образца выше A_{c1} .

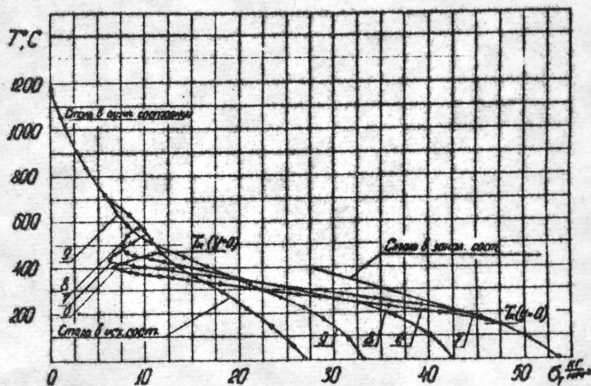


Рис. 2. Зависимость сопротивления сталей деформированию от температуры (кривая под номером "0" соответствует волокну нагретому до $T_{\text{пл}}$, № 7 - $T_{\text{max}} > A_{c1}$, № 8 и № 9 - $T_{\text{max}} \leq A_{c1}$).

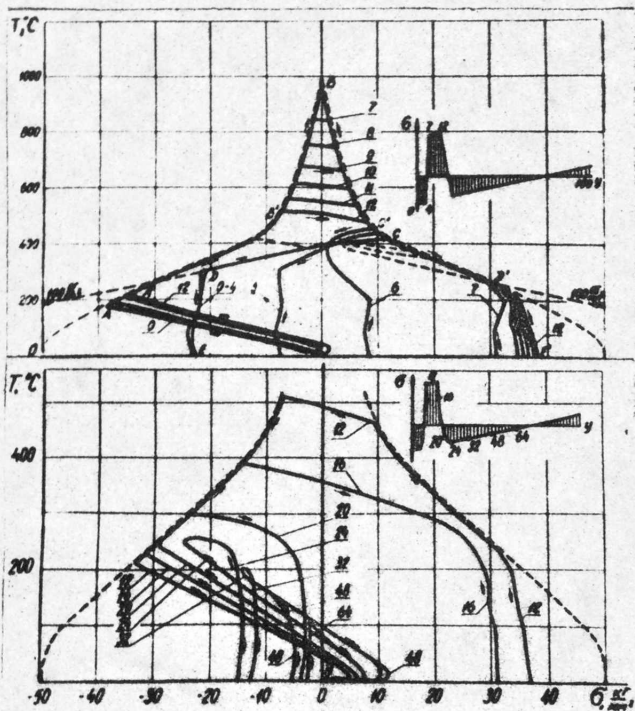


Рис. 3. Зависимость продольного напряжения от температуры для различных волокон (цифры на рисунке отражают расстояние волокон от оси шва, в мм)