

69.017(043)
506

ЧЕЛЯБИНСКИЙ ПОЛИТЕХНИЧЕСКИЙ ИНСТИТУТ
ИМЕНИ ЛЕНИНСКОГО КОМСОМОЛА

На правах рукописи

СМИРНОВА АЛЛА ПЕТРОВНА

ИССЛЕДОВАНИЕ ЖАРОПРОЧНЫХ СВОЙСТВ И ПОВРЕЖДАЕМОСТИ СТАЛИ
15Х1М1Ф В РАЗЛИЧНЫХ СТРУКТУРНЫХ И ХОЛОДНОДЕФОРМИРОВАННОМ
СОСТОЯНИЯХ

Специальность 05.16.01 - "Металловедение
и термическая обработка металлов"

Автореферат
диссертации на соискание ученой степени кандидата
технических наук

Челябинск
1982

Информация
профессорский»

Работа выполнена в отделе металлов Уральского филиала Всесоюзного теплотехнического института им. Ф. Э. Дзержинского и на кафедре металловедения Челябинского политехнического института имени Ленинского комсомола.

Научный руководитель - доктор технических наук, профессор ШТЕЙНБЕРГ М. М.

Научный консультант - кандидат технических наук, старший научный сотрудник МИНЦ И. И.

Официальные оппоненты: доктор технических наук, старший научный сотрудник СЧАСТЛИВЦЕВ В. М.; кандидат технических наук, старший научный сотрудник ФИЛИПОВ М. А.

Ведущее предприятие - научно-производственное объединение по исследованию и проектированию энергетического оборудования имени И. И. Ползунова.

Защита диссертации состоится " _____ " _____ 1982 г.
в _____ час. на заседании специализированного совета К 053.13.03 по присуждению ученой степени кандидата технических наук Челябинского политехнического института имени Ленинского комсомола по адресу: 454044, г. Челябинск, проспект им. Ленина, 76.

Автореферат разослан " _____ " _____ 1982 г.

Ученый секретарь специализированного совета кандидат технических наук, доцент

О. К. ТОКОВОЙ

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

А к т у а л ь н о с т ь р а б о т ы . Осуществление намеченных XXVI съездом КПСС задач по дальнейшему развитию теплоэнергетики требует обеспечения высокой надежности и работоспособности энергетического оборудования. Одним из наиболее ответственных элементов на тепловых электростанциях являются паропроводы и их гнутые отводы, изготавливаемые из теплостойких хромомолибденованадиевых сталей перлитного класса.

Структурное состояние металла паропроводов характеризуется значительным разнообразием, что определяется, главным образом, существенными различиями в скоростях охлаждения при нормализации труб разных размеров. Влияние режимов термической обработки и структуры на жаропрочные свойства $Cr - Mo - V$ сталей исследовалось неоднократно, однако, при этом не уделялось достаточного внимания такой немаловажной характеристике как деформационная способность. Весьма немногочисленны данные о развитии процессов разрушения этих сталей в зависимости от структурного состояния и температурно-силовых условий нагружения. Противоречивы сведения о влиянии холодной пластической деформации на жаропрочность теплостойких сталей. Для деформированного состояния практически не исследованы закономерности изменения длительной пластичности и развития повреждаемости.

Изучение закономерных связей между исходной структурой материала, накоплением в нем деформации ползучести и повреждаемости в условиях длительного высокотемпературного нагружения необходимо для научно-обоснованного прогнозирования срока службы паропроводов, а также при решении вопросов о рациональных методах и объемах эксплуатационного контроля. Особую остроту эти вопросы приобретают применительно к металлу гнутых участков паропроводов, поскольку, как показывает опыт, они наименее надежны в эксплуатации.

Ц е л ь р а б о т ы . Изучить свойства широко применяемой на блоках повышенной (500...1200 МВт) мощности стали 15Х1МДФ после обработки на типичные для металла паропроводных труб структурные состояния, исследовав предварительно кинетику распада переохлажденного аустенита этой стали. На основании полученных данных оценить влияние структуры на длительную прочность, длительную пластичность, повреждаемость и характер разрушения

в широком интервале температур и напряжений. Выяснить, сохраняется ли влияние исходного структурного состояния на жаропрочные свойства после длительного высокотемпературного старения.

Исследовать влияние небольшой холодной пластической деформации, имитирующей деформацию вершины гибов, и последеформационного отпуска на свойства стали 15Х1М1Ф в разных структурных состояниях. При этом особое внимание уделить изучению длительной пластичности, повреждаемости и характера разрушения деформированной стали.

Н а у ч н а я н о в и з н а . Установлены основные закономерности развития повреждаемости стали 15Х1М1Ф в зависимости от температурно-силовых условий длительного нагружения и исходного структурного состояния. Выявлена взаимосвязь между повреждаемостью, характером разрушения и длительной пластичностью.

Показано, что влияние предварительной холодной пластической деформации на длительную прочность $\sigma_t - Mo - V$ стали для разных структурных состояний может быть принципиально различным. Установлен характер изменения длительной пластичности и повреждаемости стали 15Х1М1Ф под действием холодного наклепа и последеформационного отпуска.

Показано, что сталь 15Х1М1Ф после длительного старения склонна к отпускной хрупкости.

П р а к т и ч е с к а я ц е н н о с т ь . Получены расчетные характеристики стали 15Х1М1Ф, необходимые при оценке ресурса паропроводов острого пара и горячего промперегрева мощных энергоблоков с учетом фактического состояния металла и условий его эксплуатации.

Построены термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита горячекатаной стали 15Х1М1Ф, позволяющие прогнозировать структурное состояние металла паропроводов, изготовленных из этой стали.

Даны рекомендации по сокращению объема контроля металла паропроводов в процессе эксплуатации. Показана целесообразность корректировки режима последеформационного отпуска гибов паропроводных труб.

Разработана методика ускоренных оценочных испытаний на длительную прочность стали 15Х1М1Ф, внедрение которой дало годовой экономический эффект ~ 42 тыс. рублей.

А п р о б а ц и я р а б о т ы . Материалы диссертации докладывались на Пятой Уральской школе металлосведов-термистов "Вопросы металлосведения и термической обработки стали и титановых сплавов" (г. Киров, 1977 г.), на научно-технических семинарах "Новое в металлосведении и термообработке конструкционных сталей и специальных сплавов" (г. Челябинск, 1978 г.) и "Деформация и разрушение жаропрочных сталей и сплавов в условиях ползучести" (г. Москва, 1978 г.), на VI республиканской научно-технической конференции "Высокопрочные экономно легированные стали и сплавы в машиностроении" (г. Краматорск, 1979 г.), на конференции "Деформация и разрушение теплостойких сталей и сплавов" (г. Москва, 1981 г.) на XXX и XXXI научно-технических конференциях ЧПИ (1977 и 1978 г.г.).

П у б л и к а ц и и . Основные результаты исследования опубликованы в 9 печатных работах.

О б ъ е м р а б о т ы . Диссертация состоит из введения, пяти глав, заключения и приложения; содержит 218 страниц, из них: 121 страницу машинописного текста, 10 таблиц, 76 рисунков и библиографии из 202 наименований работ советских и зарубежных авторов.

СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

М а т е р и а л и м е т о д ы и с с л е д о в а н и я
Исследование проводилось на трех плавках стали 15X1M1Ф, имеющих содержание углерода на нижнем и верхнем пределах марочного состава (таблица).

Таблица
Химический состав исследованных плавков стали 15X1M1Ф

Номер плавки	Содержание элементов, % вес.							
	C	Mn	Si	S	P	Cr	Mo	V
1	0,16	0,64	0,35	0,022	0,021	1,47	0,95	0,29
2	0,11	0,60	0,29	0,025	0,024	1,20	0,90	0,28
3	0,15	0,65	0,32	0,015	0,015	1,29	1,02	0,25

Сталь была поставлена в виде горячекатанных труб. Трубы разрезали на заготовки размером 40x63x300 мм. Из одной части заготовок вырезали образцы для дилатометрических, магнитометрических

ких и структурных исследований кинетики распада переохлажденного аустенита; из другой - после термообработки по различным режимам изготавливали образцы для механических испытаний. Холодную пластическую деформацию растяжением осуществляли на машине ГМС-50 со скоростью 2 мм/мин на заготовках диаметром 15 и длиной рабочей части 300 мм. При этом контролировали распределение деформации по длине заготовок. Образцы для механических испытаний вырезали из участков заготовок, деформация которых отличалась от заданной не более чем на $\pm 1\%$.

Испытания на длительную прочность проводили на машинах МП-4Б и АИМА-5М; для некоторых образцов были получены кривые ползучести. Данные жаропрочных испытаний обрабатывали на ЭВМ БЭСМ-4М по программе, основанной на методе наименьших квадратов.

Поверхность разрушения испытанных образцов изучалась на растровом микроскопе JSM-U3. Для получения дополнительной информации о развитии разрушения половинки испытанных образцов с нанесенными электроискровым методом надрезами шириной 0,3 и глубиной 1,5 мм ломали при температуре жидкого азота, что позволяло выявить границы зерен с образовавшимися при ползучести порами.

Повреждаемость образцов, испытанных на длительную прочность, изучали микроструктурным методом. Определяли следующие ее характеристики:

S - относительная повреждаемость у места разрушения, представляющая собой отношение суммарной площади пор и трещин к исследованной площади шлифа у места разрушения, равной 10 мм^2 , %;

Π - доля поврежденных границ в 15 полях зрения при $\times 500$ на расстоянии 5 мм излома, оцененная методом секущих, %;

$\Psi_{\text{н.п.}}$ - деформация начала порообразования, то есть относительное сужение, при котором наблюдаются первые единичные поры размером 1...3 мкм, %;

$\Psi_{\text{кр}}$ - критическая деформация, то есть относительное сужение, при котором наблюдаются первые цепочки пор или первые трещины размером более 5 мкм, %.

Наряду с жаропрочными свойствами были определены и свойства стали при статическом растяжении и ударном изгибе.

Распад переохлажденного аустенита в изотермических условиях изучали структурным и магнитометрическими методами. Для магнитометрических исследований использовали магнитометр Д.С. Штейнбер-

га с напряженностью поля $4 \cdot 10^5$ А/м. Изучение распада переохлажденного аустенита при непрерывном охлаждении проводили на дифференциальном оптическом dilatометре Шевенара.

Электронномикроскопическое исследование структуры с использованием тонких фольг осуществляли на микроскопах ЭМВ-100А и Tesla BS 613. По данным 600...700 измерений строили гистограммы распределения субзерен по размерам, определяли средние арифметические значения (\bar{X}) и среднеквадратичные отклонения (σ). О степени вытянутости субзерен судили по коэффициенту формы $K = (X_{max}/X_{min})_{cp}$.

Количество остаточного аустенита и уширение линии $(110)_{\alpha}$ и $(211)_{\alpha}$ определяли на аппарате ДРОН-0,5 (хромовое излучение). Карбидные осадки для рентгеноструктурного и химического анализа выделялись в стандартном водном электролите Н.М.Поповой. Рентгенограммы с осадков снимали в камере РКД (хромовое излучение). Количественное определение содержания элементов в карбидном осадке проводили обычными методами аналитической химии.

Влияние режимов термической обработки на структуру и механические свойства стали 15Х1М1Ф

Имеющиеся в литературе диаграммы распада переохлажденного аустенита стали 15Х1М1Ф имеют ограниченную применимость, поскольку построены для литого состояния или после аустенитизации при низкой (либо неуказанной) температуре. В связи с этим в настоящей работе были получены изотермическая (плавка I) и термокинетические (плавки I, 2) диаграммы горячекатаной стали 15Х1М1Ф, аустенитизированной при 1050°C в течение 30 минут, то есть по производственному режиму. Эти диаграммы отличаются от ранее опубликованных большей устойчивостью переохлажденного аустенита.

Проведенный с целью выяснения наиболее типичных структур анализ сертификатов ряда заводов-изготовителей показал, что почти половина толстостенных труб из стали 15Х1М1Ф имеет бейнитную структуру. Для остальных труб характерна феррито-бейнитная структура с различным соотношением структурных составляющих. Имеются также сведения и о наличии в эксплуатации труб с феррито-карбидной структурой.

С учетом данных обстоятельств для исследования были выбраны следующие структурные состояния: феррито-карбидное, феррито-бейнитное, бейнитное и мартенсито-бейнитное. Последний тип структуры в трубах, как правило, не встречается, но он может быть полу-

и в условиях ускоренного охлаждения, в частности, в металле околосварной зоны при сварке труб.

На основании построенных термокинетических диаграмм находились скорости охлаждения после аустенитизации при 1050°C (30 мин), необходимые для формирования вышеуказанных структур. Охлаждение со скоростью 50 град/ч (отжиг) позволило на металле плавки I получить преимущественно феррито-карбидную (5...10% зернистого бейнита) структуру, а охлаждение со скоростью 3600 град/ч (нормализация) - структуру зернистого бейнита. В заготовках плавки 2 ввиду меньшей устойчивости переохлажденного аустенита после нормализации сформировалась феррито-бейнитная структура с 20% феррита. Мартенсито-бейнитная структура (с игольчатым бейнитом) на плавке I была получена при закалке в воду. После всех обработок проводился отпуск при 750°C в течение 10 ч.

Электронномикроскопическое исследование показало, что феррито-карбидная структура в высокоотпущенном состоянии характеризуется невысокой плотностью хаотически распределенных дислокаций. В образцах с бейнитной и мартенсито-бейнитной структурами после отпуска наблюдается субзеренное строение. При этом мартенсито-бейнитная структура имеет несколько меньшую среднюю ширину субзерен ($\bar{X}_{\text{мн}}$ = 0,33 по сравнению с 0,40 мкм), их меньший разброс по размерам (σ = 0,18 вместо 0,14) и большую вытянутость (\bar{k} = 3,8 вместо 2,0). Судя по уширению интерференционных линий, для этой структуры характерны большие плотность дислокаций и уровень микроискажений кристаллической решетки. В то же время азимутальные составляющие разориентировки между субзернами, определенные по электроннограммам, для бейнитной и мартенсито-бейнитной структур оказались близкими между собой.

В отпущенной стали 15Х1М1Ф наблюдаются мелкодисперсные карбиды ванадия и крупные карбиды хрома. Из данных электронномикроскопического исследования и результатов химического анализа карбидных осадков следует:

- суммарное количество карбидной фазы в образцах с бейнитной и мартенсито-бейнитной структурами одинаково и заметно меньше, чем в случае феррито-карбидной структуры;

- в стали, обработанной на разные структурные состояния, выделяется одинаковое количество карбидов ванадия, причем для бейнитной и мартенсито-бейнитной структур дисперсность частиц этого карбида значительно выше, а число их соответственно больше, чем для феррито-карбидной структуры;

- сталь с феррито-карбидной структурой содержит наиболее грубые и неоднородные по величине карбиды хрома. Максимальная их дисперсность и однородность наблюдается в образцах с мартенсито-бейнитной структурой.

Кратковременные механические испытания показали, что феррито-карбидная структура, характеризующаяся невысокой плотностью дислокаций, малой степенью дисперсности карбидов ванадия и хрома, имеет при всех исследованных температурах испытания ($20...630^{\circ}\text{C}$) наиболее низкие значения прочностных характеристик и высокую пластичность. При комнатной температуре испытания, несмотря на определенные различия в плотности дислокаций, размерах субзерен и степени дисперсности карбидов хрома, уровень прочностных свойств бейнитной и мартенсито-бейнитной структур примерно одинаков; при повышенных температурах последняя претерпевает более быстрое разупрочнение. Эти структуры имеют близкую пластичность, однако, для мартенсито-бейнитной при 20°C характерна большая ударная вязкость.

Жаропрочные свойства стали I5XIM1Ф, обработанной на разные структурные состояния

Длительная прочность. Образцы с феррито-карбидной, бейнитной, мартенсито-бейнитной (плавка I) и феррито-бейнитной (плавка 2) структурами испытывали при $560...630^{\circ}\text{C}$ и напряжениях $59...196$ МПа. Установлено, что наименьшие долговечность и сопротивление ползучести обеспечивает феррито-карбидная структура, что является следствием пониженной плотности дислокаций и невысокой дисперсности карбидов ванадия - основной упрочняющей фазы. При этом, судя по величине тангенсов углов наклона линий длительной прочности, такая структура в условиях длительного высокотемпературного нагружения характеризуется наибольшей стабильностью. Наличие в закаленных и нормализованных образцах сравнительно развитой субзеренной структуры и большого количества мелкодисперсных карбидов ванадия способствует увеличению сопротивления ползучести и долговечности. Но образцы с мартенсито-бейнитной и бейнитной структурами обеспечивают примерно одинаковое время до разрушения лишь при высоких напряжениях. С уменьшением последних (увеличением базы испытаний) мартенсито-бейнитная структура уступает бейнитной вследствие меньшей стабильности в условиях длительного нагружения.

Вышеуказанные закономерности распространяются на весь исследованный температурный интервал. С повышением температуры испытания от 560 до 630°C влияние структурного состояния на длительную прочность ослабляется.

Данные жаропрочных испытаний удовлетворительно описываются прямыми при использовании параметрических зависимостей Ларсона-Миллера и Шерби-Дорна (коэффициенты корреляции 0,96...0,97). Определение пределов длительной прочности за 10⁵ ч по параметрической зависимости Ларсона-Миллера показало, что бейнитная структура обеспечивает необходимые значения предела длительной прочности ($\sigma_{дл 10^5}^t$) при 540...610°C, а мартенсито-бейнитная - при 540...580°C. Что касается феррито-карбидной структуры, то для нее значения $\sigma_{дл 10^5}^t$ меньше допускаемых техническими условиями. При использовании параметрической зависимости Шерби-Дорна все структуры, в том числе и феррито-карбидная, обеспечивают необходимые значения $\sigma_{дл 10^5}^t$ в интервале 540...610°C.

Значения длительной прочности стали 15Х1М1ф, полученные в настоящей работе, с помощью параметрической зависимости Ларсона-Миллера были сопоставлены с литературными данными. Установлено, что для исследованных структур они лежат в интервале 95%-ной вероятности, определенном для плавов 1 и 2. Такая сопоставимость свидетельствует о том, что длительная прочность стали 15Х1М1ф слабо зависит от изменения химического состава в пределах марочного при условии получения одинакового структурного состояния. Это позволило сравнить между собой данные по длительной прочности двух исследованных плавов - 1 и 2. Сравнение показало, что феррито-бейнитная структура уступает по длительной прочности бейнитной, хотя ее уровень весьма высок и при достаточно длительных испытаниях даже превосходит значения длительной прочности, обеспечиваемые мартенсито-бейнитной структурой. $\sigma_{дл 10^5}^t$ феррито-бейнитной структуры соответствует требованиям технических условий в интервале 540...610°C. Стабильность стали с такой структурой ниже, чем с феррито-карбидной, но выше, чем с бейнитной и, тем более, с мартенсито-бейнитной.

В процессе испытания на ползучесть по мере уменьшения площади поперечного сечения образцов напряжение может существенно возрастать, тогда как при эксплуатации паропроводных труб площадь их поперечного сечения заметно не изменяется и действующие напряжения практически остаются постоянными. Для более точного прогно-

зирования поведения материала в эксплуатационных условиях целесообразно оценивать длительную прочность не в начальных, а в эквивалентных напряжениях. Постоянное напряжение считается эквивалентным переменному напряжению, если за одинаковое время действия они вызывает одинаковую по величине деформацию ползучести. При параметрической обработке полученных результатов в эквивалентных напряжениях исследованные структуры меньше различаются по уровню длительной прочности, чем в начальных. Важно подчеркнуть, что в этом случае феррито-карбидная структура, как и все остальные структуры, обеспечивает достаточно высокие значения $\sigma_{дл}^t$ во всем исследованном температурном интервале. Отмеченное обстоятельство объясняется тем, что пониженное сопротивление ползучести металла с феррито-карбидной структурой компенсируется его повышенной по сравнению с другими структурами длительной пластичностью.

Длительная пластичность. Анализ зависимости ее характеристик от долговечности и температурно-силовых условий испытаний показал, что для феррито-карбидной структуры относительное удлинение (δ) и относительное сужение (ψ) с увеличением времени до разрушения (уменьшением напряжения или температуры) постепенно уменьшаются. При этом нисходящие ветви смещаются в сторону меньших напряжений (температур) с повышением температуры (напряжения).

Сталь с мартенсито-бейнитной и бейнитной структурами имеет экстремальную (U -образную) зависимость длительной пластичности от долговечности и температурно-силовых условий нагружения. Минимум пластичности на кривых $\psi - \delta$ и $\psi - T$ сдвигается в сторону тем более низких напряжений, чем выше температура и тем более низких температур, чем выше приложенное напряжение. Для стали с феррито-бейнитной структурой в этих же условиях испытания чаще всего реализуется лишь одна нисходящая ветвь экстремальной кривой.

Если сопоставлять зависимости пластичности от долговечности, то U -образные кривые или нисходящие ветви для исследованных структур располагаются по временной оси в следующей последовательности: мартенсито-бейнитная, бейнитная, феррито-бейнитная и феррито-карбидная.

Сталь в мартенсито-бейнитном, бейнитном и феррито-бейнитном структурных состояниях имеет близкие минимальные значения ψ (около 10%) и δ (около 4...7%), а для стали с феррито-карбидной

структурой эти характеристики значительно выше (32 и 14% соответственно). Установленные закономерности изменения пластичности в зависимости от температурно-силовых условий нагружения и исходного структурного состояния справедливы и тогда, когда пластичность определяется на стадии равномерной деформации ($\psi_{равн.}$). Для мартенсито-бейнитной, бейнитной и феррито-бейнитной структур минимальные значения $\psi_{равн.}$ оказались равными 2%, а для феррито-карбидной - 12%.

Повреждаемость и разрушение. У образцов с феррито-карбидной структурой, испытанных при высоких напряжениях, повреждаемость развита слабо. При микроструктурном исследовании на достаточном удалении от места разрушения наблюдаются, в основном, отдельные поры, расположенные, как правило, около карбидов на границах зерен. Вблизи от излома выявляются короткие широкие трещины. Излом имеет дуплексное ямочное строение с наличием мелких небольших (диаметром 1...4 мкм) и глубоких крупных (диаметром до 10...20 мкм) ямок. Эти данные позволяют предполагать, что при высоком уровне напряжений окончательное разрушение стали с феррито-карбидной структурой происходит в соответствии с обычным вязким механизмом, характерным для одноосного растяжения сталей с невысоким уровнем прочности. То есть при локализации деформации в шейке происходит зарождение и рост полостей (сначала у крупных частиц, затем у мелких), их коалесценция и возникновение микротрещин. Не исключено также, что местами зарождения микротрещин являются и участки, поврежденные порами, образовавшимися при ползучести. При снижении уровня приложенных напряжений повреждаемость получает все большее развитие, о чем свидетельствует рост S и Π и уменьшение $\psi_{н.п.}$ и $\psi_{кр.}$. В образцах, испытанных при небольших напряжениях, встречаются цепочки пор и межзеренные трещины. Излом характеризуется появлением интеркристаллитных участков. Такие участки можно обнаружить и при разрушении надрезанных половинок образцов в жидком азоте. На поверхности выявленных границ наблюдаются поры округлой формы, часто слившиеся между собой. Внутри пор обычно лежат карбидные частицы.

В отличие от феррито-карбидного структурного состояния, в стали с бейнитной и мартенсито-бейнитной структурами повреждаемость при ползучести получает существенно большее развитие, а разрушение, как правило, является смешанным (транс- и интеркристаллитным). Зависимость характеристик повреждаемости от напряже-

ний имеет экстремальный характер. С понижением напряжений, когда пластичность падает, наблюдается рост S , уменьшение $\Psi_{n.n}$, $\Psi_{кр}$, и увеличение доли межзеренного разрушения. Минимальному уровню пластичности на U -образных кривых соответствует максимальная повреждаемость. В разрушенных образцах можно наблюдать на границах исходных аустенитных зерен цепочки из многочисленных пор и длинные интеркристаллитные трещины. Излом в этом случае имеет практически полностью межзеренное строение.

Появление восходящей ветви пластичности при низких напряжениях может быть связано с развитием при ползучести процессов возврата и рекристаллизации матрицы, а также с коагуляцией упрочняющих фаз. Эти процессы должны способствовать протеканию внутризеренной деформации и соответственно уменьшать долю зернограницного скольжения в общей деформации ползучести, что, по-видимому, и приводит к снижению интенсивности развития межзеренного разрушения.

Для всех вышерассмотренных структур влияние изменения температуры испытания при постоянном напряжении на характеристики повреждаемости и вид изломов аналогично влиянию изменения напряжений при постоянной температуре.

Для феррито-бейнитной структуры чаще всего наблюдается одна ветвь зависимости $\Psi_{n.n}$, $\Psi_{кр}$, S и Ψ от температурно-силовых условий нагружения. Для этой структуры были определены значения кажущейся энергии активации ползучести, порообразования и разрушения. Они оказались близкими между собой (272...318 КДж/моль).

Сопоставление значений $\Psi_{n.n}$ показало, что для стали с феррито-бейнитной, бейнитной и мартенсито-бейнитной структурами в условиях ползучести с развитой установившейся стадией деформация начала порообразования практически постоянна и составляет 2%, тогда как для стали с феррито-карбидной структурой - значительно больше (8%). Анализ кривых ползучести и характеристик порообразования позволяет считать, что появление первых пор размером 1...3 мкм способствует увеличению скорости ползучести и интенсификации дальнейшего развития повреждаемости. Остаточная долговечность металла, поврежденного до стадии образования единичных пор, составляет 10...30% от общего времени до разрушения.

Сопоставление результатов исследования характеристик длительной пластичности и повреждаемости дает основание принять за величину предельно допустимой деформации при одноосном растяже-

нии 2%. Эта величина может быть использована при назначении предельно допустимой деформации ползучести паропроводов из стали 15X1M1Ф с учетом различных конструктивных факторов и концентраторов напряжений. Результаты исследования позволяют также предполагать, что вырезки для исследования контрольных участков паропроводов целесообразно производить не после определенного срока их наработки, а после накопления определенной остаточной деформации ползучести, что позволит оптимизировать объемы и сроки контроля. По-видимому, первая вырезка должна производиться не ранее, чем будет достигнута деформация 0,50...0,75%.

Свойства стали 15X1M1Ф после длительного старения

Исследовалось влияние старения при 600°C в течение 10 тыс.ч на свойства стали (плавка I) в бейнитном и мартенсито-бейнитном структурных состояниях, для которых, как было показано выше, в условиях длительного нагружения характерны меньшая стабильность и длительная пластичность, чем для феррито-карбидной структуры. Такой нагрев не изменил общее количество выделившейся карбидной фазы. Однако перераспределение Fe и Mo между карбидной фазой и матрицей привело к образованию карбидов Mo_2C . После старения наблюдалось небольшое снижение прочностных свойств и пластичности. Ударная вязкость при комнатной температуре испытания уменьшилась вдвое, причем в изломе появились участки хрупкого интеркристаллитного разрушения; сериальная кривая KCU сместилась в сторону более высоких температур. Эти данные свидетельствуют о том, что обеднение твердого раствора Mo из-за выделения карбидов Mo_2C в состаренной стали сопровождается развитием отпускной хрупкости. Ударная вязкость при 560°C после старения практически не изменяется, при этом разрушение образцов происходит вязко по телу первичного аустенитного зерна.

Старение ослабляет влияние исходного структурного состояния на длительную прочность материала. Но заметное уменьшение долговечности как для бейнитной, так и для мартенсито-бейнитной структуры наблюдается лишь при сравнительно небольшой базе испытания. Ход линий длительной прочности свидетельствует об увеличении стабильности стали, в результате чего $\sigma_{9л}^t$ после старения практически не изменился. Старение не оказывает существенно-

го влияния и на деформационную способность стали. Для обеих исследованных структур значения длительной пластичности после старения близки к уровню, характерному для несостаренного состояния.

Исследование влияния холодной пластической деформации и последеформационного отпуска на свойства стали 15Х1М1ф

Данная часть исследования проводилась на стали (плавка 3) в феррито-карбидном и бейнитном структурных состояниях, существенно отличающихся между собой по жаропрочным свойствам. Поскольку деформация в вершине гнутых отводов паропроводных труб составляет 10...13%, заготовки подвергались растяжению на 10% (по относительному удлинению). В некоторых случаях деформацию осуществляли и на 15%. После деформации проводился отпуск по двум режимам: 710°C, 1 ч и 750°C, 5 ч. С целью выяснения влияния нагрева металла в межкритический интервал ($A_{c1} = 770^\circ\text{C}$) на его свойства часть деформированных заготовок подвергалась пятичасовой выдержке при 780°C.

В стали с феррито-карбидной структурой холодная деформация на 10 и 15% вызывает существенное увеличение плотности дислокаций, при этом наблюдаются начальные стадии образования ячеистой структуры. При комнатной и повышенной (560°C) температурах испытания после деформации значительно возрастает $\sigma_{0,2}$ (на 49...124%) и σ_b (на 9...27%), а ψ и, особенно, δ заметно снижаются. Очень сильно (в 8...12 раз) уменьшается при 20°C ударная вязкость, что, судя по смещению сериальной кривой КС U, связано с повышением порога хладноломкости. Падение ударной вязкости при 560°C заметно слабее (~ в 1,5 раза).

Последеформационный отпуск при 710°C уменьшает плотность дислокаций и приводит к формированию субзеренной структуры; при этом все свойства, определенные при кратковременных испытаниях, в той или иной степени приближаются к исходному уровню.

На бейнитную структуру и ее свойства при кратковременных испытаниях холодная деформация на 10% и последеформационный отпуск влияют в существенно меньшей мере, чем на феррито-карбидную.

Для образцов с феррито-карбидной структурой 10%-ная деформация обеспечивает при 560...600°C и напряжениях 59...176 МПа увеличение времени до разрушения почти вдвое, а прирост длительной прочности на 10...20 МПа. Повышение степени деформации с 10 до 15% заметно не влияет на величину получаемого эффекта. Деформи-

0301781

рованная сталь имеет в исследованных условиях практически такую же стабильность, что и недеформированная. Последеформационный отпуск способствует возврату характеристик жаропрочности к исходному уровню.

Значения $\sigma_{дл}^t$, определенные экстраполяцией с использованием параметра Ларсона-Миллера, для деформированного и отпущенного после деформации состояний лежат на нижней границе значений, допускаемых техническими условиями для недеформированного металла и заметно превосходят их в эквивалентных напряжениях. Расчет коэффициентов запаса прочности гибов паропроводов острого пара и горячего промперегрева показывает, что сталь 15Х1М1ф с феррито-карбидной структурой может обеспечить необходимый срок их эксплуатации.

В случае бейнитной структуры при ориентировочно высоких напряжениях (база испытания несколько сотен часов) и температурах 560...630°C недеформированные и деформированные на 10% образцы имеют примерно одинаковую долговечность. При понижении напряжений (база испытаний до 20 тыс.ч) предварительная деформация вызывает уменьшение времени до разрушения вследствие снижения стабильности в условиях ползаучести. Однако деформированная сталь удовлетворяет требованиям технических условий, тем более, если после деформации производился отпуск при 710...750°C. Варьирование режимов отпуска заметно не влияет на длительную прочность. При нагреве в межкритический интервал (780°C) наблюдается сильное снижение длительной прочности и стабильности, связанное, по-видимому, с наличием метастабильной структурной составляющей - вновь образующегося неотпущенного бейнита.

Для образцов стали плавки 3 характерны те же изменения длительной пластичности от времени до разрушения и температурно-силовых условий разрушения, что и для образцов плавки I. Пластическая деформация принципиально не изменила эти закономерности. Для феррито-карбидной структуры она лишь способствовала более интенсивному снижению δ и ψ с увеличением долговечности (уменьшением напряжения или температуры). При всех условиях испытания длительная пластичность деформированных образцов остается достаточно высокой. Для бейнитной структуры в тех случаях, когда наблюдаются U-образные кривые изменения δ и ψ , влияние холодного наклепа проявляется в смещении этих кривых в сторону меньшей долговечности (более высоких напряжений или температур).

причем минимальные значения пластичности деформированных образцов остаются на уровне, характерном для недеформированного состояния.

Установлено, что пластическая деформация несколько ускоряет развитие повреждаемости, что проявляется в увеличении количества пор и значений δ , а также в уменьшении величин $\Psi_{п.л}$ и $\Psi_{кр}$. При этом в деформированном состоянии картина развития разрушения, вид изломов и характер зависимости повреждаемости от условий испытания качественно не изменяются. Влияние пластической деформации на U-образные кривые характеристик повреждаемости или соответствующие их ветви такое же, как и на длительную пластичность.

Отпуск деформированной стали с феррито-карбидной и бейнитной структурами вызывает смещение U-образных кривых пластичности и повреждаемости или их ветвей к исходному положению. При этом для бейнитной структуры повышение температуры отпуска от 710 до 750°C и даже до 780°C существенно не влияет на уровень длительной пластичности в исследованных условиях.

Анализ полученных данных показывает, что независимо от структурного состояния и наличия или отсутствия предварительной деформации и отпуска зависимость между относительным сужением при разрушении и относительной повреждаемостью удовлетворительно описывается одной кривой. Это свидетельствует о том, что длительная пластичность практически однозначно определяется интенсивностью развития повреждаемости в условиях длительного высокотемпературного нагружения.

Заключение

Изучен распад переохлажденного аустенита горячекатаной стали 15X1M1Ф в изотермических условиях и при непрерывном охлаждении после аустенитизации по режиму, принятому в производственных условиях. На основании полученных данных построены изотермическая и термокинетическая диаграммы.

Анализ жаропрочных характеристик стали 15X1M1Ф, обработанной на основные структурные состояния: феррито-карбидное, феррито-бейнитное, бейнитное и мартенсито-бейнитное, производился в широком интервале температур (560...630°C) и напряжений (59...196МПа). Установлено, что бейнитная структура обеспечивает максимальные, феррито-карбидная - минимальные, а феррито-бейнитная и мартенси-

то-бейнитная структуры - промежуточные значения длительной прочности. Эти закономерности представляют интерес не только для теплоэнергетики, но и для других областей использования теплоустойчивых материалов.

С увеличением температуры и длительности испытания влияние структурного состояния на длительную прочность ослабляется. Однако, как показывает экстраполяция полученных данных, оно остается существенным даже на базе 10^5 ч. При этом бейнитная и феррито-бейнитная структуры обеспечивают требуемые техническими условиями $\sigma_{дл}^t 10^5$ при $540...610^\circ\text{C}$, а мартенсито-бейнитная - при $540...580^\circ\text{C}$.

Феррито-карбидная структура, хотя и имеет невысокую длительную прочность, обладает и определенным достоинством - высокой пластичностью. В практике использования стали 12Х1МФ известны случаи ускоренной ползучести труб и разрушения гнутых отводов с феррито-карбидной структурой. Поэтому считается общепринятым, что такая структура не может быть пригодной для длительной эксплуатации. Из полученных нами результатов видно, что этот вывод нельзя автоматически переносить на сталь 15Х1М1Ф, характеризующуюся более высокой легированностью и длительной прочностью. При расчете в эквивалентных напряжениях, то есть с учетом ее высокой пластичности, феррито-карбидная структура обеспечивает достаточно высокие значения $\sigma_{дл}^t 10^5$. Эти данные подтверждаются опытом длительной эксплуатации (до 100 тыс.ч) прямых участков труб и гнутых отводов из стали 15Х1М1Ф с такой структурой.

Зависимость длительной пластичности как на стадии равномерной деформации, так и при разрушении от долговечности и температурно-силовых условий нагружения для исследованных структурных состояний может быть монотонной (феррито-карбидная) или U-образной (бейнитная и мартенсито-бейнитная структуры). При этом всегда наблюдается четкая взаимосвязь между характеристиками длительной пластичности и повреждаемости: интенсивность развития повреждаемости при ползучести определяет уровень пластичности.

Фрактографические исследования выявили связь между пластичностью, повреждаемостью и характером разрушения. У стали с феррито-карбидной структурой, у которой повреждаемость развита слабо, разрушение носит, в основном, вязкий транскристаллитный характер, что и обуславливает высокие значения пластичности.

Для бейнитной и мартенсито-бейнитной структур минимальному уровню пластичности на U -образных кривых соответствует максимальная степень развития порообразования на границах зерен и преимущественно интеркристаллитный тип разрушения. Наблюдаемое увеличение пластичности относительно экстремального значения сопровождается уменьшением повреждаемости и увеличением доли транскристаллитного вязкого излома.

Установлено, что появление в металле первых пор размером $1...3$ мкм, вызывающее существенное ускорение ползучести, может быть признаком ненадежности дальнейшей его эксплуатации. Остаточная долговечность такого материала составляет $10...30\%$ от общего времени до разрушения.

Из совокупности результатов исследования длительной пластичности и повреждаемости следует, что при длительном высокотемпературном нагружении одноосным растяжением в качестве предельно допустимой деформации для стали 15X1M1Ф целесообразно принять 2% .

Установлено, что длительное старение при 600°C стали с бейнитной и мартенсито-бейнитной структурами сопровождается развитием отпускной хрупкости, что подтверждается смещением серийных кривых ударной вязкости и фрактографическими исследованиями, выявившими хрупкое интеркристаллитное разрушение. Развитие отпускной хрупкости обусловлено обеднением твердого раствора молибденом из-за образования при старении карбида Mo_2C . При повышенной (560°C) температуре испытания, при которой отпускная хрупкость не проявляется, ударная вязкость и длительная пластичность под действием старения практически не изменяются. В то же время старение ослабляет влияние исходного структурного состояния на длительную прочность.

В работе исследовались свойства стали 15X1M1Ф после холодной пластической деформации, осуществляемой растяжением на 10% , что позволяло имитировать свойства металла растянутых участков гибов паропроводных труб. Установлено, что влияние такой деформации на длительную прочность определяется структурным состоянием. Длительная прочность стали с феррито-карбидной структурой под действием пластической деформации увеличивается, а с бейнитной - уменьшается.

Хотя предварительная деформация несколько интенсифицирует порообразование, она существенно не изменяет характера зависимости длительной пластичности, повреждаемости и вида излома от

температурно-силовых условий нагрузки. Влияние деформации проявляется в смещении U-образных кривых или соответствующих ветвей в сторону меньшей долговечности (больших напряжений или температур). При этом экстремальные значения пластичности и повреждаемости для исходного и деформированного состояний близки между собой.

Последеформационный отпуск при 710...750°C приближает свойства деформированной стали к уровню исходного недеформированного состояния. Изменение режима отпуска от 710°C, 1 ч до 750°C, 5 ч не оказывает существенного влияния на жаропрочные свойства стали. Нагрев деформированного металла несколько выше A_{c1} резко снижает жаропрочность.

На основании исследования закономерностей изменения длительной прочности, длительной пластичности и повреждаемости разработан методика ускоренных оценочных испытаний на длительную прочность стали 15X1M1Ф. Внедрение этой методики дало годовой экономический эффект ~42 тыс.рублей.

Основное содержание диссертации опубликовано в следующих работах:

1. Минц И.И., Смирнова А.П., Шульгина Н.Г., Штейнберг М.М. Влияние структуры и условий нагружения на жаропрочные характеристики и повреждаемость стали 15X1M1Ф. - В сб.: Деформация и разрушение жаропрочных сталей и сплавов в условиях ползучести. Научно-технический семинар (ноябрь 1978 г.). Материалы семинара. М., 1978, с.44.

2. Минц И.И., Смирнова А.П., Штейнберг М.М. Длительные прочность и пластичность стали 15X1M1Ф, обработанной на различные структурные состояния. - В сб.: Высокопрочные экономнолегированные стали и сплавы в машиностроении. 6-я республиканская научно-техническая конференция (ноябрь 1979 г.). Тезисы докладов, Краматорск, 1979, с.86.

3. Минц И.И., Штейнберг М.М., Смирнова А.П., Шульгина Н.Г. Исследование характеристик порообразования при ползучести α -Mo-V сталей. - Физика металлов и металловедение, 1980, т.50, в.4, с.832.

4. Минц И.И., Смирнова А.П. Оценка надежности труб паропроводов острого пара и горячего промперегрева из стали 15X1M1Ф. - В кн.: Освоение и исследование головного блока 500 МВт Троицкой ГРЭС на экибастузском угле. Труды ВТИ. Выпуск 24, Челябинск, 1980, с.193.

