

05.16.01

4983

окт 1980

ЧЕЛЯБИНСКИЙ ПОЛИТЕХНИЧЕСКИЙ ИНСТИТУТ
имени Ленинского комсомола

На правах рукописи

АШИХМИНА Людмила Алексеевна

ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАЛЕЧИВАНИЯ МИКРОНЕСПЛОШНОСТЕЙ
ПРИ ВОССТАНОВИТЕЛЬНОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ
ДЛITЕЛЬНО РАБОТАЮЩИХ ПАРОПРОВОДОВ

Специальность 05.16.01 -
Металловедение и термическая обработка металлов

Автореферат
диссертации на соискание ученой степени кандидата
технических наук

Челябинск - 1982

Работа выполнена в Челябинском политехническом институте имени Ленинского комсомола.

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

Научный консультант - кандидат технических наук БЕРЕЗИНА Т.Г.

Официальные оппоненты: профессор, доктор физико-математических наук ВЛАДИМИРОВ В.И.,
кандидат технических наук ГОРЬДШТЕЙН В.Я.

Ведущее предприятие - научно-производственное объединение по технологии машиностроения НПО ЦНИИТМАШ

14 Захита диссертации состоится "2" июня 1982 г. в
часов на заседании специализированного совета К-053.13.03
в Челябинском политехническом институте имени Ленинского комсомола. Адрес института: 454044, г.Челябинск, пр.Ленина, 76.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке ЧПИ.

Автореферат разослан " " 1982 г.

Ученый секретарь специали-
зированного совета доцент,
кандидат технических наук

О.К.ТОКОВОЙ

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность работы. В основных направлениях экономического и социального развития СССР, утвержденных XXVI съездом КПСС, предусмотрено, что к концу одиннадцатой пятилетки выработка электроэнергии в стране достигнет 1550...1600 млрд киловатт-часов. В структуре производства электроэнергии существенное место отводится тепловой энергетике. Между тем, к настоящему времени срок службы значительной части оборудования тепловых электростанций, в частности, паропроводов высокого давления, достиг расчетного или приближается к нему. В процессе длительной эксплуатации в металле произошли структурные и фазовые изменения, а также накоплена поврежденность в виде микронесплошностей, что привело к снижению его служебных свойств. В связи с этим на электростанциях предстоит проведение частичной замены деталей паропроводов, что потребует значительных затрат. Обеспечить надежную дальнейшую эксплуатацию паропроводов, отработавших расчетный срок, можно путем повторной термической обработки, проведение которой должно привести к восстановлению структуры и служебных свойств металла и полному устранению накопленной в нем поврежденности.

Цель работы. Разработка оптимальных режимов восстановительной термической обработки паропроводных труб из перлитных теплоустойчивых сталей, обеспечивающих полное устранение поврежденности и не только восстановление служебных свойств металла до уровня исходного состояния, но и повышение его жаропрочности за счет эффекта субструктурного упрочнения. Для достижения этой цели в работе были поставлены следующие задачи.

1. Исследование процесса зарождения и роста несплошностей в перлитных теплоустойчивых сталях при ползучести в условиях эксплуатации.

2. Изучение кинетики залечивания микропор при нагреве поврежденного металла в широком температурном интервале.

3. Исследование эффекта субструктурного упрочнения при восстановительной термической обработке поврежденного металла.

4. Оценка степени поврежденности металла, устранимой при восстановительной термообработке, и выбор критерия, позволяющего указать срок ее проведения.

Научная новизна. Впервые детально изучена феноменология процесса зарождения и роста несплошностей в перлитных теплоустойчивых сталях в температурно-силовых условиях перехода от низко- к высокотемпературной ползучести. Установлен размер зародышевых несплошностей, места их образования (большеугловые, малоугловые, межфазные границы). Статистическим методом выявлена зависимость способности микропор к росту от их местоположения. Проведено исследование распределения легирующих элементов в пористой хромомолибденованадиевой стали и показано, что поверхность несплошностей обогащена хромом.

Проведено электронномикроскопическое исследование залечивания микропор при нагреве поврежденного металла в широком интервале температур. Для каждой температурной области (α - и γ -состояния, межкритический интервал) построены кинетические кривые, характеризующие изменение числа микропор и их размеров.

В работе исследованы причины и условия возникновения эффекта субструктурного упрочнения при термической обработке поврежденного металла, включающей в себя нормализацию и высокий отпуск. Показано, что упрочнение вызывается образованием в ходе высокого отпуска полигональной субструктуры; степень упрочнения зависит от скорости нагрева и температурно-временных условий аустенитизации.

Практическая ценность и ее реализация в промышленности. На основании результатов исследования разработаны режимы восстановительной термической обработки паропроводных труб из перлитных теплоустойчивых сталей 12МХ, 15МХ, 12Х1МФ и 15Х1М1Ф. Указан критерий, позволяющий обоснованно выбрать время проведения восстановительной обработки.

В 1981 году на участке ВТО Челябинской ТЭЦ-2 была проведена восстановительная термообработка пяти паропроводов I очереди Троицкой ГРЭС общим весом 23 тонны и получен экономический эффект 29735,5 рублей. Ожидаемый экономический эффект от дальнейшего внедрения в системе Челябэнерго составит не менее 20000 рублей в год.

Апробация работы. Результаты работы доложены и обсуждены на семинаре МДНТП "Деформация и разрушение жароупорных сталей и сплавов в условиях ползучести" (г. Москва, 1978 г.), на конференции "Деформация и разрушение теплостойких

сталей и сплавов" (г.Москва, 1981 г.), на семинаре "Новые достижения в области металловедения и термической обработки металлов" (г.Киев, 1981 г.), на XXXIV научно-технической конференции Челябинского политехнического института имени Ленинского комсомола (г.Челябинск, 1981 г.), на семинаре теоретического отдела физико-технического института имени Иоффе АН СССР (г.Ленинград, 1981 г.).

Публикация. Основное содержание работы опубликовано в 6 статьях.

Объем работы. Диссертационная работа изложена на 100 страницах машинописного текста, содержит 48 рисунков и 11 таблиц. Работа состоит из введения, 5 глав, общих выводов и списка использованной литературы (112 наименований).

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

В качестве материала исследования выбран металл контрольных вырезок паропроводных труб, выполненных из перлитных теплоустойчивых сталей 12МХ, 15ХМ, 12Х1МФ и 15Х1МФ. Трубы эксплуатировались при температуре пара 510...560⁰С и рабочих напряжениях 40...70 МПа в течение 50...200 тысяч часов. Контрольные вырезки проводились регулярно с периодичностью 5...7 лет, что позволило проанализировать кинетику изменений, происходящих в металле каждой трубы в процессе ее длительной эксплуатации. Наряду с прямыми трубами в работе были исследованы контрольные вырезки гнутых участков паропроводов, а также гнутые трубы, разрушившиеся в условиях эксплуатации.

Процесс залечивания микропор при нагреве поврежденного металла и эффект субструктурного упрочнения исследовали на сталях 12МХ, 12Х1МФ и 15Х1МФ, подвергавшихся длительной эксплуатации (таблица I). Кинетика залечивания микропор в ферритном состоянии и в межкритическом интервале изучалась на стали 15Х1МФ, а в austenитном состоянии - на всех указанных сталях.

В работе использованы стандартные и специальные методики исследования. Изучение тонкой структуры и выявление несплошностей размером менее 1 мкм (микропор) проводилось при помощи просвечивающей электронной микроскопии на микроскопе ЭМ-200. Наблюдение несплошностей размером более 1 мкм (пор) проводилось при металлографическом исследовании после специального травления и с помощью метода электронной фрактографии (разрушение при -196⁰С).

Таблица I

Марка стали	Параметры эксплуатации	Химический состав, %	Критические точки, °С		Концентрация микропор, мм^{-2}
			A_{C_1}	A_{C_3}	
I2MX	$T = 510^\circ\text{C}$ $\delta = 45 \text{ МПа}$ $\tau = 188746 \text{ ч}$	$0,12 \text{ C} ; 0,25 \text{ Si}$ $0,62 \text{ Mn} ; 0,55 \text{ Cr}$ $0,44 \text{ Mo}$	790	880	$1,4 \cdot 10^4$
I2ХИМФ	$T = 540^\circ\text{C}$ $\delta = 65 \text{ МПа}$ $\tau = 100000 \text{ ч}$	$0,13 \text{ C} ; 0,25 \text{ Si}$ $0,57 \text{ Mn} ; 0,90 \text{ Cr}$ $0,33 \text{ Mo} ; 0,30 \text{ V}$	790	900	$2,6 \cdot 10^4$
I5ХИМФ	$T = 560^\circ\text{C}$ $\delta = 57 \text{ МПа}$ $\tau = 51080 \text{ ч}$	$0,10 \text{ C} ; 0,24 \text{ Si}$ $0,69 \text{ Mn} ; 1,28 \text{ Cr}$ $0,98 \text{ Mo} ; 0,32 \text{ V}$	810	925	$3,1 \cdot 10^4$

Количественная оценка поврежденности проводилась расчетным путем с использованием методики С.А.Салтыкова и путем определения плотности методом гидростатического взвешивания.

Исследование распределения легирующих элементов в пористом металле осуществлялось на электронно-зондовом микрорентгеноспектральном анализаторе фирмы "Комека".

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕТАЛЛА ПАРОПРОВОДНЫХ ТРУБ, ВЫПОЛНЕННЫХ ИЗ ПЕРЛИТНЫХ ТЕПЛОУСТОЙЧИВЫХ СТАЛЕЙ I2MX, I2ХИМФ И I5ХИМФ, ПОСЛЕ ДЛительной ЭКСПЛУАТАЦИИ В УСЛОВИЯХ ПОЛЗУЧЕСТИ

Феноменология процесса разрушения при ползучести перлитных теплоустойчивых сталей. Проведенное исследование показало, что первые очаги разрушения-микропоры обнаруживаются в металле уже после 30...40 тысяч часов эксплуатации при остаточной деформации 0,2%. В металле прямых труб концентрация микропор в этот момент составляет примерно $(2...4) \cdot 10^3 \text{ мм}^{-2}$. С увеличением длительности эксплуатации вплоть до 200 тысяч часов концентрация микропор возрастает до величины примерно $1 \cdot 10^4 \text{ мм}^{-2}$. Гнутые участки паропроводов повреждаются при ползучести более интенсивно. Это выз-

вано как более высоким уровнем действующих при эксплуатации напряжений, так и существенными различиями в тонкой структуре, обусловленными деформацией металла при изготовлении гибов. При сравнимой длительности эксплуатации концентрация микропор в растянутой зонегиба в 4...5 раз превышает таковую на прямых трубах.

Поврежденность (объемная доля несплошностей) прямых труб к 200 тысячам часов эксплуатации невысока и не превышает 0,01%. Поврежденность гнутых труб значительно выше и зависит от структурного состояния и условий эксплуатации. В наибольшей степени повреждены гибы, имеющие феррито-карбидную структуру. Их поврежденность в зависимости от условий эксплуатации меняется в пределах 0,07...0,5%. Все гибы, разрушенные в условиях нормальной эксплуатации, имели феррито-карбидную структуру. Поврежденность разрушенных гибов, измеренная в зоне, непосредственно примыкающей сквозной трещине, составляет 1...2%.

Использование просвечивающей электронной микроскопии для прямого выявления микропор позволило определить размер зародышевых микропор и выявить их связь с элементами тонкой структуры металла. Статистический анализ показывает, что размер зародышевых микропор близок к 0,1 мкм. Зарождение микропор происходит не только на границах зерен, но, равновероятно, и в объеме зерна - на малоугловых границах и на межфазной границе раздела карбид-матрица.

Характер распределения микропор по размерам зависит от их местоположения. Подавляющее большинство микропор (до 85%), расположенных внутри зерна на границе раздела карбид-матрица, имеют размеры, близкие к зародышевому. На субграницах микропор, размер которых близок к зародышевому, значительно меньше - 42% от общего количества микропор. Самые крупные микропоры обнаруживаются на границах зерен, при этом зародышевые микропоры составляют там всего 14% от общего количества. Уменьшение относительного количества зародышевых микропор на границах зерен и субграницах может свидетельствовать о том, что на границах одновременно с зарождением происходит рост микропор, причем на больших угловых границах рост более облегчен, чем на малоугловых. Наименьшей способностью к росту обладают микропоры, расположенные в теле зерна на межфазных границах карбид-матрица.

Микропоры в сечении имеют форму неправильных многоугольников. Степень неравнносности микропор характеризовали величиной отношения габаритных размеров - $\lambda : \mathcal{H}$, где λ - размер микро-

поры в направлении наибольшей ее протяженности, \mathcal{H} - наибольшая протяженность микропоры в направлении, перпендикулярном λ . Величина $\lambda : \mathcal{H}$ для зародышевых микропор не зависит от их местоположения. Наиболее часто встречаются микропоры с отношением габаритных размеров 2:1, хотя в металле присутствуют микропоры как с меньшим значением этой величины (1:1), так и с большим (4:1). Для подросших микропор выявляется зависимость степени неравнносности от их местоположения. Форма микропор, расположенных на границе раздела карбид-матрица в теле зерна, не меняется, а на границах как малоугловых, так и большеугловых отмечается преимущественный рост микропор вдоль границ.

Преимущественная способность к росту, которой обладают микропоры, расположенные на границах зерен, проявляется в том, что несплотности размером выше 1 мкм образуются только на границах зерен, хотя, как отмечалось выше, зарождение микропор в объеме и на границах зерен равновероятно.

Изучение формы и строения поверхности отдельных пор размером 3...6 мкм методом электронной фрактографии показало, что поры имеют неправильную форму и на их поверхности выявляется ступенчатый рельеф. Ступени образуют замкнутые конфигурации, концентрически расположенные вокруг вершин. Мелкие поры имеют, как правило, одну вершину, в крупных наблюдается несколько таких вершин. Наряду со ступенчатым рельефом, характерной особенностью поверхности, ограничивающей пору, является присутствие на ней большого числа дисперсных карбидов.

Неправильная форма пор дает возможность предположить, что они являются конгломератом, образовавшимся в результате слияния микропор в месте их скопления. В пользу этого предположения говорит также и тот факт, что к началу третьей стадии ползучести в приграничных объемах наблюдается появление скоплений микропор, локальная концентрация которых на порядок выше средней по объему. Естественно предположить, что образование крупной поры произойдет быстрее в случае роста и слияния микропор в скоплении, чем путем роста единичной микропоры до тех же размеров.

Дальнейшее развитие разрушения связано не с увеличением размера отдельных пор, а с образованием цепочек пор по границам и последующим слиянием их в трещины. С помощью электронной фрактографии показано, что размер пор в момент их слияния в трещину составляет 4...5 мкм.

Проведенное исследование позволило оценить возможные механизмы зарождения и роста очагов разрушения в перлитных теплоустойчивых сталях при ползучести в условиях эксплуатации. Механизмы зарождения, основанные на межзеренном проскальзывании, не являются единственно возможными. Зарождение микропор на субграницах и у карбидных включений в объеме зерна говорит в пользу значительной роли дислокационных механизмов, основанных на заторможенном сдвиге. Рост микропор определяется одновременно и диффузионными, и дислокационными механизмами, и его нельзя рассматривать в рамках какой-либо одной модели.

Особенности диффузионного роста пор в многокомпонентной системе. Исследование распределения легирующих элементов вблизи пор проводилось на стали 12Х1МФ, подвергавшейся длительной эксплуатации (75837 часов) в условиях ползучести при $T = 560^{\circ}\text{C}$, $\delta = 67 \text{ МПа}$. Показано, что поверхность пор обогащена хромом, причем интенсивность его излучения от поверхности поры составляет примерно 50% от интенсивности излучения чистого хрома. Интенсивность излучения молибдена и ванадия на поверхности поры и вне ее одинакова. Можно предположить, что образование сегрегаций хрома на поверхности пор связано с его низкой диффузионной подвижностью. Как показал расчет, из всех легирующих элементов, присутствующих в исследованной стали, в температурных условиях эксплуатации наименьшей диффузионной подвижностью обладают атомы хрома.

Наличие сильной связи хром-углерод должно привести к тому, что при достижении определенной концентрации этих элементов на поверхности поры там будет происходить выделение карбидов хрома. Действительно, электронномикроскопический анализ показал, что на поверхности микропор, размер которых превышает $0,15...0,20 \text{ мкм}$, наблюдается выделение карбидных частиц. При достижении порами величины $3...5 \text{ мкм}$ число карбидных частиц на единицу поверхности поры составляет $5...10 \text{ мкм}^{-2}$.

Таким образом, в процессе роста пор при ползучести теплоустойчивых хромомолибденонадиевых сталей на границе раздела пора-матрица возникает концентрационная неоднородность по хрому. Можно предположить, что более высокая жаропрочность сталей, легированных хромом, будет определяться не только увеличением энергии межатомной связи, но и замедлением процесса разрушения за счет образования сегрегаций хрома на поверхности очагов разрушения. Образование повышенной концентрации хрома на поверхности поры

может вследствие сильного замедляющего действия хрома на диффузию вакансий затруднить приток к ней вакансий и тем самым замедлить ее рост.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ЗАЛЕЧИВАНИЯ МИКРОПОР В ПЕРЛИТНЫХ ТЕПЛОУСТОЙЧИВЫХ СТАЛЯХ

Известно, что нагрев поврежденного металла до температур, обеспечивающих достаточную диффузионную подвижность атомов, может приводить к развитию процессов диффузионного залечивания несплошностей. В настоящее время в литературе отсутствуют экспериментальные данные, описывающие кинетику залечивания в поликристаллических многокомпонентных материалах, такими являются перлитные теплоустойчивые стали, применяемые в теплоэнергетике. Получение систематических данных по кинетике залечивания микропор, возникших в условиях ползучести, и изучение специфики этого процесса в ферритном и аустенитном состояниях, а также в ходе полиморфного превращения, помимо научного интереса имеют первостепенное значение для разработки оптимальных режимов восстановительной термообработки, устраняющей поврежденность металла.

Кинетика залечивания микропор в условиях изотермического нагрева. При залечивании микропор в условиях отжига ниже A_c , изменение их концентрации, размеров и объемной доли происходит сложным образом. На кинетических кривых при температурах отжига 550...700°C отчетливо наблюдаются три стадии процесса залечивания. На первой стадии объемная доля микропор возрастает, причем тем интенсивнее, чем ниже температура, а концентрация их при этом остается постоянной. Продолжительность этой стадии уменьшается с ростом температуры. На второй стадии объемная доля микропор остается неизменной, а концентрация их снижается тем интенсивней, чем выше температура нагрева. И, наконец, на третьей стадии наблюдается одновременное уменьшение и числа, и объемной доли микропор. Окончательное залечивание микропор достигается только при температурах отжига 700°C и выше. С увеличением температуры скорость залечивания возрастает, и при 750 и 800°C растворение микропор происходит за 20 и 10 минут соответственно. Полученные результаты показывают, что при достаточно высокой температуре в α -области процесс залечивания микропор протекает весьма интенсивно и позволяет полностью устраниить поврежденность.

Поведение микропор при отжиге существенно зависит от их местоположения. На начальных этапах изотермической выдержки при 700°C залечиваются только микропоры, расположенные на границах зерен и субграницах, а концентрация микропор на межфазной границе карбид-матрица внутри зерна не меняется. При дальнейшем увеличении длительности изотермической выдержки наблюдается залечивание всех микропор, однако, полное исчезновение микропор на границе раздела карбид-матрица в теле зерна наблюдается значительно позднее. При более высоких температурах процесс залечивания интенсифицируется, и наблюдается одновременное растворение микропор, независимо от их местоположения, однако, как и при 700°C , раньше по времени исчезают микропоры, связанные с границами как малоугловыми, так и большие угловыми.

Для изучения залечивания микропор в межкритическом интервале температур образцы нагревались пропусканием через них электрического тока. Быстрый нагрев со скоростью $160^{\circ}\text{C}/\text{с}$ позволил подавить процесс залечивания при субкритических температурах. Изотермическая выдержка в межкритическом интервале при различном соотношении между ферритом и аустенитом (850 и 900°C) приводит к быстрому растворению микропор в феррите (за 5 и 3 минуты соответственно). В участках аустенита, появившихся уже в процессе нагрева, сохраняются нерастворившиеся микропоры в количестве $(0,4...0,6) \cdot 10^4 \text{ мм}^{-2}$. Эти микропоры приобретают сферическую форму и располагаются в превращенных объемах вне связи с границами зерен. С развитием фазового превращения концентрация микропор в аустените остается постоянной и составляет, независимо от температуры, примерно 5% от их исходной концентрации.

Быстрый нагрев поврежденного металла до температур $\mathcal{A}_{c_3} + (20..30)^{\circ}\text{C}$ обеспечивал протекание фазового превращения в полном объеме. Число наблюдавшихся после превращения микропор во всех исследованных сталях примерно одинаково – $(0,4...0,6) \cdot 10^4 \text{ мм}^{-2}$. При указанных температурах нерастворившиеся микропоры обладают высокой устойчивостью и не залечиваются в пределах часовой выдержки. Повышение температуры изотермической выдержки в γ -области до $\mathcal{A}_{c_3} + (50..70)^{\circ}\text{C}$ вызывает залечивание микропор. В пределах $3...5$ минутной выдержки их концентрация снижается более чем в два раза, после чего процесс залечивания затормаживается. Лишь нагрев до температуры $\mathcal{A}_{c_3} + (120..130)^{\circ}\text{C}$ и выше вызывает не только интенсивное залечивание микропор, но и полное их уст-

ранение. Температура, обеспечивающая полное растворение микропор в аустенитном состоянии, оказывается тем выше, чем больше легированность стали. В порядке возрастания температуры полного залечивания исследованные стали располагаются следующим образом: 12МХ, 12Х1МФ и 15Х1М1Ф. Важно отметить, что окончательному залечиванию микропор способствует интенсивный процесс собирательной рекристаллизации аустенита.

Микропоры, не успевшие раствориться в аустенитном состоянии, приобретают устойчивость к залечиванию в условиях повторного нагрева в ферритной области. Так, длительный отжиг при 750°C (до 10 часов) не приводит к изменению концентрации микропор, сохранившихся в металле после $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \lambda$ превращения. В то же время в образцах, не претерпевающих превращения, полное залечивание микропор при этой же температуре достигается за 20 минут.

Анализ полученных экспериментальных данных позволил установить следующее.

1. Характер изменения поврежденности на первой и второй стадиях отжига определяется процессами перераспределения вакансий в пористом металле. Подрастание микропор на первой стадии следует, по-видимому, связывать с растворением призматических петель, присутствующих в металле вследствие ползучести, и стоком образующихся при этом вакансий в микропоры. На второй стадии отжига происходит растворение мелких пор и рост крупных за счет диффузии к ним вакансий от растворяющихся микропор, то есть процесс, известный в физике спекания как коалесценция. На третьей стадии отжига происходит собственно растворение с отводом вакансий за пределы образца.

Изменение размера микропор при их росте на первой и второй стадиях и растворении на третьей стадии отжига пропорционально $T^{1/3}$, где T — длительность отжига.

2. Зависимость стабильности микропор от их местоположения определяется значительной ролью пограничной диффузии в процессах, протекающих при отжиге поврежденного металла. В процесс коалесценции вовлекаются только микропоры, расположенные на мало- и большеугловых границах и связанные таким образом путями облегченной диффузии. Этот же фактор определяет и более быстрое залечивание таких микропор на третьей стадии.

3. Фазовое превращение ускоряет процесс растворения микропор. В первые моменты превращения концентрация микропор в аусте-

ните значительно ниже, чем в непревращенном феррите. Можно предположить, что продвижение межфазной границы, действующей как эффективный сток вакансий, облегчает растворение микропор.

4. Микропоры, не успевшие раствориться в момент прохождения межфазной границы, устойчиво сохраняются в аустените как при увеличении выдержки в межкритическом интервале, так и при переходе в аустенитную область при температурах, превышающих α_{c_3} на 20...30°C. Наблюдаемое замедление процесса растворения микропор в аустените может быть обусловлено замедлением диффузионных процессов в связи с переходом к более плотной ГЦК решетке, а также со сфероидизацией микропор и нарушением в ходе фазового превращения их связи с границами зерен и субграницами.

5. Залечивание микропор в аустените совпадает с развитием процесса собирательной рекристаллизации. При миграции больших угловых границ микропоры, находившиеся в теле зерна, переходят на границы, где, как уже отмечалось, процесс залечивания протекает более интенсивно. Наблюдаемая зависимость минимальной температуры, обеспечивающей полное растворение микропор в аустенитном состоянии, от легированности стали может объясняться барьерным действием карбидов на миграцию больших угловых границ. Действительно, наиболее низкая температура полного залечивания присуща наименее легированной стали 12МХ, не содержащей ванадия. В сталях 12ХИМФ и 15ХИМФ, легированных ванадием, для растворения дисперсных труднорастворимых карбидов VC необходима более высокая температура. При 1030...1050°C растворение карбидов ванадия происходит после пятиминутной выдержки, после чего отмечается развитие собирательной рекристаллизации аустенита и ускорение залечивания микропор, приводящее к их исчезновению после часовой выдержки.

ВОССТАНОВИТЕЛЬНАЯ ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ДЛЯ ДЛИТЕЛЬНО РАБОТАЮЩИХ ПАРОПРОВОДОВ

Исследование эффекта субструктурного упрочнения при восстановительной термической обработке перлитных теплоустойчивых сталей. С целью изучения эффекта субструктурного упрочнения, возникающего при повторной термообработке металла, подвергавшегося воздействию ползучести, было исследовано влияние температуры и длительности аустенитизации на характеристики тонкой структуры и микротвердость сталей 12МХ и 15ХИМФ. Химический состав, срок службы и поврежденность сталей приведены в таблице I. Температу-

ра аустенитизации изменялась в пределах 880...1000⁰С для стали 12МХ и 950...1100⁰С для стали 15Х1МФ, то есть включала в себя температуры как заведомо более низкие, так и заведомо более высокие, чем необходимо для полного растворения микропор. Наряду с поврежденными образцами аустенитизацию проходили образцы, не подвергавшиеся ползучести и не содержащие микропор – контрольная группа. Нагрев поврежденных образцов до температур аустенитного состояния проводился по разным температурно-временным режимам. В одном случае (группа I) применялся быстрый нагрев – 180...200⁰С/мин, что позволило в значительной степени подавить процесс растворения микропор в интервале температур ниже A_c , так что в основном залечивание осуществлялось в ходе фазового превращения и в аустенитном состоянии. Для образцов группы II нагрев до аустенитного состояния предусматривал часовую выдержку в районе температур A_c – (40...60)⁰С с целью полного растворения микропор в ферритном состоянии. После аустенитизации все образцы охлаждались на воздухе и подвергались высокому отпуску, температура и длительность которого соответствовали рекомендуемым для данных сталей. В результате проведения такой термообработки в стаях сформировалась структура отпущеного бейнита. Исследование тонкой структуры и измерение микротвердости образцов всех трех групп проводилось как непосредственно после нормализации, так и после отпуска.

Электронномикроскопический анализ как исходно поврежденных, так и контрольных образцов после нормализации не выявил заметных различий в их тонкой структуре. После высокого отпуска тонкая структура исходно поврежденных и контрольных образцов уже существенно различается.

Если в контрольных образцах дислокации внутри бейнитных пластин расположены хаотически, то в исходно поврежденных образцах наряду с этим присутствуют объемы, где внутри бейнитных пластин наблюдается полигональная субструктура. Число таких объемов изменяется в зависимости от температурно-временных условий нагрева. Для образцов первой группы, залечивание микропор в которых происходило выше A_{c_1} , зависимость степени полигонизации от температуры аустенитизации имеет экстремальный характер: максимальная степень полигонизации при фиксированной часовой выдержке достигается при минимальной температуре, обеспечивающей полное растворение микропор (960 и 1050⁰С для сталей 12МХ и 15Х1МФ).

соответственно). Дальнейшее повышение температуры или длительности нагрева приводит к уменьшению степени полигонизации бейнитных пластин и резкому увеличению размера полигонов, а в пределе – к полному устранению полигонизации, так что тонкая структура исходно поврежденных образцов становится подобной таковой в контрольных образцах.

Иной характер зависимости степени полигонизации бейнитных пластин от температуры аустенитизации проявляется в образцах группы II, в которой к началу фазового превращения все микропоры были уже растворены. В этом случае максимальная степень полигонизации (такая же, как и для группы I – 80...90%) наблюдается при температурах, лишь на 20...30° превышающих A_3 ; при этом размер полигонов в 1,5...2 раза больше, чем при той же температуре для образцов группы I. С дальнейшим повышением температуры аустенитизации число полигонизованных бейнитных пластин резко уменьшается, и при температурах, соответствующих максимальной полигонизации образцов группы I, в образцах группы II полигонизация полностью отсутствует. Наблюданная при этом тонкая структура не имеет существенных отличий от выявляемой в контрольных образцах.

Микротвердость всех образцов непосредственно после нормализации практически одинакова и не зависит от температуры аустенитизации. Исключение составляют образцы группы I из стали 15Х1МФ, где наблюдается некоторая тенденция к снижению микротвердости с увеличением температуры аустенитизации.

После высокого отпуска характер зависимости микротвердости отпущенного бейнита от температуры аустенитизации ярко выражен и специфичен для каждой группы образцов. Для контрольных образцов изменение микротвердости определяется процессом растворения карбидов и гомогенизацией аустенита при повышении температуры аустенитизации. В исходно поврежденных образцах дополнительное увеличение микротвердости связано с упрочнением ферритной матрицы вследствие образования полигональной субструктуры внутри бейнитных пластин. Зависимость микротвердости отпущенного бейнита исходно поврежденных образцов в общих чертах повторяет температурную зависимость степени полигонизации бейнитных пластин.

Таким образом, из приведенных данных видно, что эффект субструктурного упрочнения при восстановительной термообработке может быть получен только на поврежденном металле. Причиной упрочнения служит образование полигональной субструктуры, которая

0194311

формируется при высоком отпуске, а не наследуется. Степень субструктурного упрочнения зависит от скорости нагрева, а также от температуры и длительности аустенитизации. Максимальное упрочнение для всех исследованных сталей проявляется в том случае, когда нагрев до аустенитного состояния ведется таким образом, что растворение микропор при температурах ниже A_c , в основном подавлено, а температура и длительность аустенитизации лишь достаточны для полного растворения микропор.

Сейчас не представляется возможным однозначно объяснить этот важный для практики восстановительной термообработки результат. Ясно лишь то, что при быстром нагреве поврежденного металла аустенит в той или иной мере наследует дефекты кристаллического строения, возникающие при растворении микропор. При последующем охлаждении эта специфика в характере распределения, а возможно, и плотности дефектов передается α -фазе и делает ее способной к полигонизации при последующем высоком отпуске.

Разработка и опробование оптимальных режимов восстановительной термообработки перлитных теплоустойчивых сталей. При выборе оптимальных режимов восстановительной термообработки нами преодолевались следующие цели:

- полное устранение поврежденности, накопленной в металле при длительной эксплуатации;
- получение удовлетворительной (по шкале сдаточных и браковочных микроструктур ВНИТИ) структуры и комплекса кратковременных механических свойств, удовлетворяющих требованиям технических условий ТУ-14-3-460-75;
- получение благоприятной полигональной субструктурой, обеспечивающей не только восстановление предела длительной прочности металла до уровня исходного состояния, но и его повышение.

Одновременное выполнение всех предъявляемых к восстановительной термообработке требований возможно в том случае, когда в полный ее цикл будут включены нагрев выше A_3 со скоростью, обеспечивающей подавление процесса растворения микропор в ферритном состоянии, и аустенитизация при таких оптимальных температурно-временных условиях, которые только достаточно для залечивания микропор. В условиях часовой выдержки оптимальными температурами аустенитизации для сталей I2MХ, I2ХИМ и I5ХИМ являются соответственно 960, 1030 и 1050°C. Следует отметить, что для первых двух сталей оптимальная температура нагрева при восстанови-

тельной термообработке на 30...40⁰С превышает температуру, принятую для термообработки паропроводных труб. В полный цикл восстановительной термообработки включается ускоренное охлаждение сжатым воздухом и высокий отпуск.

В тех случаях, когда имеющееся термическое оборудование не позволяет проводить быстрый нагрев, подавляющий растворение микропор ниже A_c , или достигнуть оптимальной температуры аустенизации, возможен и другой путь устранения поврежденности металла. В полный цикл восстановительной термообработки в этом случае включается промежуточная изотермическая выдержка в ферритном состоянии при температурах, близких к A_c , где, как установлено в настоящей работе, наиболее быстро протекает процесс растворения микропор. Промежуточную выдержку целесообразно проводить при температуре, рекомендованной для отпуска перлитных теплоустойчивых сталей. Температура и длительность последующих нормализации и отпуска определяются требованиями технических условий.

Рекомендуемые режимы восстановительной термообработки приведены в таблице 2.

Таблица 2

Марка стали	Температура и длительность промежуточного нагрева	Температура и длительность нагрева при нормализации	Температура и длительность нагрева при отпуске
В Т О - 1			
I2MX		950...970 ⁰ С, 1 ч	680...700 ⁰ С, 3 ч
I2XIM ^Ф		1020...1040 ⁰ С, 1 ч	720...760 ⁰ С, 3 ч
I5XIM ^Ф		1030...1050 ⁰ С, 1 ч	730...760 ⁰ С, 10 ч
В Т О - 2			
I2MX	700 ⁰ С, 1 ч	910...930 ⁰ С, 1 ч	680...700 ⁰ С, 3 ч
I2XIM ^Ф	730 ⁰ С, 1 ч	950...980 ⁰ С, 1 ч	720...760 ⁰ С, 3 ч

Опробование разработанных режимов восстановительной термообработки проводилось как в лабораторных, так и в промышленных условиях. Промышленная восстановительная термообработка осуществлялась на установке, созданной в НПО ЦНИИТМАШ.

Восстановительной термообработке были подвергнуты паропроводные трубы из сталей I2MX, I2XIM^Ф и I5XIM^Ф, срок службы кото-

рых составлял 50...150 тысяч часов. Микроструктура труб была как феррито-перлитная и бейнитная, так и феррито-карбидная. Поврежденность (объемная доля несплошностей) составляла 0,01...0,1%. Механические свойства удовлетворяли требованиям технических условий, однако, прочностные характеристики при комнатной температуре находились на нижнем пределе допускаемых значений. Длительная прочность всех труб была значительно ниже (на 30...60%) уровня исходного состояния.

В ходе восстановительной термообработки произошло полное залечивание ранее присутствующих в металле несплошностей и исправление микроструктуры. Прочностные характеристики и ударная вязкость как при комнатной, так и при рабочей температуре повысились на 20...60%. Пластические характеристики во всех случаях удовлетворяют требованиям технических условий.

Режимы восстановительной термообработки, при которых залечивание микропор осуществляется в ферритном состоянии (ВТО-2) обеспечивают восстановление предела длительной прочности металла до уровня состояния поставки. Режимы ВТО-1, при которых залечивание микропор происходит в основном выше A_c , приводят к получению предела длительной прочности более высокого, чем до начала эксплуатации. Эффект субструктурного упрочнения приводит к столь значительному увеличению долговечности образцов при жаропрочных испытаниях по сравнению с контрольными образцами, что при базе испытаний, достаточной для разрушения последних, ползучесть восстановленных образцов еще не перешла в ускоренную стадию.

О связи между степенью поврежденности металла и эффективностью восстановительной термообработки. Возникает вопрос, на каком этапе поврежденности целесообразно осуществлять восстановительную термообработку и какие критерии положить в основу выбора сроков ее проведения. Ясно, что продолжительность эксплуатации до восстановительной термообработки должна быть максимально большой, но при этом необходимо, чтобы поврежденность металла не достигла величины, не устранимой при термообработке.

Для выяснения этого вопроса восстановительной термообработке подвергались образцы из стали 15Х1МФ, имеющие разную степень поврежденности. Для получения заданного уровня поврежденности образцы испытывались на ползучесть при $T = 580^{\circ}\text{C}$ и $\sigma = 160 \text{ МПа}$, так что время пребывания образцов под нагрузкой превышало длительность установленной стадии в 1,18...1,7 раз. После прекра-

щения испытаний образцы подвергались восстановительной термообработке по режиму ВТО-1, рекомендованному для этой стали. Одновременно термообработку проходили образцы контрольной группы, не имеющие несплошностей. Затем все образцы испытывались до разрушения при $T = 580^{\circ}\text{C}$ и $\sigma = 180 \text{ МПа}$. Степень восстановления долговечности характеризовалась величиной $\bar{\varepsilon}_t/\bar{\varepsilon}_0$, где $\bar{\varepsilon}_t$ — долговечность исходно поврежденных образцов после ВТО, $\bar{\varepsilon}_0$ — долговечность образцов контрольной группы после такой же термообработки. Значение $\bar{\varepsilon}_t/\bar{\varepsilon}_0 = 1$ свидетельствовало о восстановлении долговечности.

Сделана попытка установить зависимость степени восстановления долговечности после ВТО от характеристик предшествующей ползучести, так как именно они наиболее легко определяются при периодическом неразрушающем контроле металла паропроводных труб, в то время как непосредственная оценка степени поврежденности металла трубоемка и требует вырезки образцов для исследования.

Показано, что степень восстановления долговечности образцов после ВТО является функцией величины $\dot{\varepsilon}_i/\dot{\varepsilon}_y$, где $\dot{\varepsilon}_i$ — скорость ползучести в момент прекращения испытаний, $\dot{\varepsilon}_y$ — скорость ползучести на установившейся стадии. Увеличение долговечности после ВТО наблюдается при $\dot{\varepsilon}_i/\dot{\varepsilon}_y < 2,75...3,0$. Превышение этого значения приводит к снижению долговечности ниже уровня контрольной группы. Величина $\dot{\varepsilon}_i/\dot{\varepsilon}_y = 2,75...3,0$ соответствует поврежденности, равной примерно 0,1%.

Выявленная в работе зависимость степени восстановления долговечности в ходе ВТО от величины отношения $\dot{\varepsilon}_i/\dot{\varepsilon}_y$ позволяет определить необходимость восстановительной термообработки и выбрать благоприятный момент ее проведения для всех паропроводных труб, на которых производятся замеры остаточной деформации.

ОСНОВНЫЕ ВЫВОДЫ РАБОТЫ

1. Методами электронной микроскопии и оптической металлографии изучен процесс зарождения и роста очагов разрушения при ползучести перлитных теплоустойчивых сталей в условиях эксплуатации на тепловых электростанциях. При этом установлено:

- размер зародышевых микропор близок к величине 0,1 мкм;
- зарождение микропор происходит не только на границах зерен, но, равновероятно, и в теле зерна — на субграницах и на межфазной границе карбид-матрица; это позволяет считать, что

зарождение микропор определяется наряду с межзеренным проскальзыванием дислокационными механизмами, основанными на заторможенном сдвиге.

2. Способность микропор к росту зависит от места ее зарождения. Наибольшей способностью к росту обладают микропоры, расположенные на большеугловых границах, несколько меньшей - на малоугловых границах, и наименьшей - на границе раздела карбид-матрица в теле зерна.

3. При помощи электронно-зондового микрорентгеноспектрального анализатора показано, что поверхность пор, образовавшихся при ползучести в перлитных теплоустойчивых сталях, обогащена хромом.

4. В условиях эксплуатации ($T = 510 \dots 560^{\circ}\text{C}$, $\delta = 40 \dots 70$ МПа) появление первых очагов разрушения наблюдается при сроке службы 30...40 тысяч часов и остаточной деформации около 0,2%.

5. На основании результатов электронномикроскопического исследования построены кинетические кривые изменения концентрации и объемной доли микропор ползучести при отжиге поврежденного металла при температурах α - и γ -областей, а также в межкритическом интервале. При этом показано:

- процесс залечивания микропор при отжиге в ферритном состоянии включает в себя промежуточные стадии, связанные с перераспределением вакансий, которые отчетливо выявляются при относительно низких температурах отжига ($550 \dots 700^{\circ}\text{C}$). На первой стадии объемная доля микропор увеличивается за счет их подрастания при неизменной концентрации. На второй стадии объемная доля микропор остается постоянной, но при этом происходит рост крупных микропор за счет растворяющихся мелких. Продолжительность стадий тем больше, чем ниже температура отжига;

- полное залечивание микропор при отжиге в ферритном состоянии наблюдается, начиная с температуры 700°C . Повышение температуры отжига вплоть до $A_{\text{c}1}$ приводит к ускорению залечивания пор;

- стабильность микропор при отжиге зависит от их местоположения. Наибольшей стабильностью обладают микропоры, расположенные в теле зерна на границе раздела карбид-матрица;

- фазовое превращение ускоряет процесс залечивания микропор;

- микропоры, не успевшие залечиться в момент фазового превращения, устойчиво сохраняются в austenите вплоть до температуры $A_{\text{c}3+}$ ($20 \dots 30$) $^{\circ}\text{C}$. Стабилизация микропор связывается с за-

медлением диффузионных процессов в связи с переходом к более плотной ГЦК решетке, а также со сфероидизацией микропор и нарушением их связи с границами зерен и субграницами в ходе фазового превращения;

- окончательное залечивание микропор в аустенитном состоянии достигается при таких температурах, при которых получает развитие процесс собирательной рекристаллизации. Зависимость температуры полного залечивания микропор от легированности стали связана с барьерным действием карбидов на миграцию больших угловых границ.

6. Исследование эффекта субструктурного упрочнения при восстановительной термической обработке перлитных теплоустойчивых сталей показало:

- эффект субструктурного упрочнения может быть получен только на поврежденном при ползучести металле;

- упрочнение вызывается образованием полигональной субструктуры, которая формируется при высоком отпуске;

- эффект субструктурного упрочнения проявляется не только в увеличении жаропрочности металла, но и его микротвердости;

- степень упрочнения зависит от скорости нагрева металла до аустенитного состояния и температурно-временных условий аустенитизации. Быстрый нагрев, позволяющий в основном подавить залечивание микропор ниже A_c , обеспечивает получение упрочняющей полигональной субструктуры при отпуске после нормализации от температур в интервале $A_3 + (20..30)^\circ\text{C}$ - $A_3 + (120..130)^\circ\text{C}$. Максимальная степень упрочнения достигается при температурно-временных условиях аустенитизации, лишь достаточных для полного залечивания микропор, то есть при наиболее низкой температуре и минимальной длительности выдержки. В условиях медленного нагрева, когда устранение поврежденности происходит до начала фазового превращения, упрочняющая полигональная субструктура наблюдается только при низких температурах аустенитизации - $A_3 + (20..30)^\circ\text{C}$ и характеризуется более крупным размером полигонов.

7. Разработано два варианта режимов восстановительной термообработки перлитных теплоустойчивых сталей, один из которых (ВТО-1) предусматривает устранение поврежденности выше A_c , и включает в себя нормализацию и высокий отпуск. Второй вариант (ВТО-2) предусматривает устранение поврежденности в ферритном состоянии, для чего в полный цикл термообработки включается

предварительный (до аустенитизации) изотермический отжиг при температурах A_c - (40...60)⁰С. Рекомендованные режимы восстановительной термообработки ВТО-1 и ВТО-2 обеспечивают получение требуемой микроструктуры и удовлетворительного комплекса служебных свойств при комнатной и рабочей температурах. Более предпочтительным является режим ВТО-1, при котором вследствие субструктурного упрочнения существенно повышается жаропрочность металла.

8. Установлена зависимость степени восстановления жаропрочности металла после ВТО-1 от характеристик предшествующей ползучести, а именно величины отношения $\dot{\epsilon}_c/\dot{\epsilon}_y$, где $\dot{\epsilon}_c$ - скорость ползучести в момент прекращения испытаний, $\dot{\epsilon}_y$ - скорость установившейся ползучести. Если к моменту проведения восстановительной термообработки величина $\dot{\epsilon}_c/\dot{\epsilon}_y < 2,75...3,0$ (что соответствует объемной доле несплошностей 0,1%), то в результате ВТО обеспечивается не только восстановление жаропрочности, но и ее повышение по сравнению с исходным (до начала эксплуатации) состоянием. Если $\dot{\epsilon}_c/\dot{\epsilon}_y > 2,75...3,0$, восстановительная термообработка не приводит к устранению поврежденности и восстановлению жаропрочности.

9. Присутствие в металле несплошностей, не растворенных в ходе восстановительной термообработки, приводит к резкому ускорению процесса последующей ползучести.

Публикации по материала диссертации:

1. Трусов Л.П., Березина Т.Г., Упорова В.А., Еремина В.П., Ашихмина Л.А., Лепехин А.З. Исследование возможности восстановления свойств стали 12Х1МФ после длительной работы в условиях ползучести.- Техноэнергетика, 1976, № 8, с.69-72.
2. Березина Т.Г., Ашихмина Л.А., Карасев В.В. Исследование процесса разрушения стали 12Х1МФ при ползучести в области температур, близких к 0,5 %₁.- Физика металлов и металловедение, 1976.- т.42, вып.6, с.1282-1287.
3. Ашихмина Л.А., Березина Т.Г., Трусов Л.П., Штейнберг М.М. Оптимизация режимов восстановительной термической обработки паропроводов из перлитных сталей.- Техноэнергетика, 1978, № 10, с.21-25.
4. Гойхенберг Ю.Н., Березина Т.Г., Ашихмина Л.А., Ерагер С.И., Жербакова А.Ф. Исследование разрушения теплоустойчивых сталей в процессе ползучести.- Сб. научных трудов Челябинского

- политехнического института имени Ленинского комсомола, 1979, № 229, с. 72-77.
5. Ашихмина Л.А., Березина Т.Г., Штейнберг М.М. Особенности процесса залечивания микропор, образовавшихся при ползучести.- физика металлов и металловедение, 1980, т.49, вып.2, с.348-345.
6. Березина Т.Г., Ашихмина Л.А., Особенности структуры и характер разрушения гибов паропроводов из стали 12Х1МФ при работе в условиях ползучести.- Теплоэнергетика, 1981, № 10, с.51-54.

Ашихмина Людмила Алексеевна

ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАЛЕЧИВАНИЯ МИКРОНЕСПЛОШНОСТЕЙ
ПРИ ВОССТАНОВИТЕЛЬНОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ
ДЛИТЕЛЬНО РАБОТАЮЩИХ ПАРОПРОВОДОВ