

УДК 621.184.3

РЕНТГЕНОМЕТРИЯ АНОМАЛЬНЫХ ТЕМПЕРАТУРНЫХ РАСШИРЕНИЙ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ СТАЛЕЙ

А.С. Заворин, Л.Л. Любимова, Б.В. Лебедев, А.А. Макеев, А.А. Ташлыков

Томский политехнический университет

E-mail: aleks@ped.tpu.ru

На основе методик рентгеноструктурных измерений внутренних напряжений кристаллических решеток трубных сталей показаны аномалии термических расширений и знакопеременные изменения внутренних напряжений, свойственные термическим структурным переходам.

Аномалии линейных термических расширений кристаллических решеток обнаружены методом рентгеновской дифракции (микродилатометрия) для многих чистых металлов [1] и дилатометрическими исследованиями для закаленной углеродистой стали в определенных интервалах температур отпуска [2].

В первом случае они связываются с фазовыми переходами I или II рода (магнитными превращениями) или не обсуждаются, если таковые отсутствуют в диапазоне исследуемых температур. Во втором случае аномальные изменения длины образца объясняются соответствующими структурными превращениями при отпуске. Общая тенденция при отпуске стали заключается в том, что показатели прочности (твердость, σ_B , $\sigma_{0.2}$) падают, а показатели пластичности растут, однако изменение этих свойств так же не носит монотонного характера, и в некоторых случаях температуры аномальных удлинений совпадают с температурами аномальных свойств [2]. Это позволяет предположить, что аномальные расширения кристаллических решеток и механические свойства связаны с явлениями структурной температурной неустойчивости сталей и должны быть объединены общими характерными температурными точками.

В этой связи в данной работе методом высокотемпературной рентгенографии проведены комплексные исследования энергетических сталей по установлению зависимости от температуры параметра элементарной ячейки, собственных внутренних микронапряжений II рода σ_{II} и зональных напряжений (макронапряжений I рода) σ_I с целью установления взаимосвязи между этими параметрами, для чего использованы апробированные методики [3–5].

Эксперимент проведен на основе термоциклирования в вакууме $3 \dots 7 \cdot 10^{-3}$ Па, суть которого заключалась в реализации цикла "нагрев – охлаждение – нагрев". Каждый очередной нагрев образца сопровождался повышением конечной температуры. Экспериментальные результаты приведены на рис. 1–5.

В экспериментах по исследованию структурных термических превращений котельных сталей 12Х1МФ, Ст. 10, 0Х18Н10Т (рис. 1) получены зависимости средних линейных термических расширений α кристаллических решеток от температуры,

которые для стали 12Х1МФ и Ст. 10 находятся в диапазоне справочных значений α , составляющих $10 \dots 20 \cdot 10^{-6}$, 1/град [6]. Для стали 0Х18Н10Т при температуре 600 °С наблюдаются отклонения от справочных данных при $\alpha = 31 \cdot 10^{-6}$, 1/град. Для всех исследованных сталей зависимости $\alpha = f(T)$ носят аномальный характер, заключающийся в нелинейности, немонотонности полученных кривых. Аномальные расширения кристаллических решеток для стали 0Х18Н10Т наблюдаются в области температур 200, 400 и 600 °С; для стали 12Х1МФ – при температурах 420 и 635 °С; для стали 10 в первом термоцикле при температурах 400, 550, 600 °С, во втором термоцикле – в диапазоне температур 500...600 °С, в третьем термоцикле – при температуре 400 °С. Второй и третий термоциклы для стали 10 на рис. 1 не приведены.

Обращает на себя внимание, что температуры кристаллизации аморфных сплавов на основе железа, протекающей в две стадии, равные 449 и 538...550 °С [7], весьма близки к температурам наблюдаемых максимумов пиков термических деформаций (рис. 1). Гипотеза о природе аномальных скачков термических деформаций, названных по виду кривых λ -аномалиями [1], базируется в данной работе на предположении установления иного порядка в расположении атомов в междоузельных границах при термоциклировании, т.е. основой микроэффекта являются процессы "разупорядочение – упорядочение", или перекристаллизация структуры полукристаллической границы.

Температура максимума пика термических деформаций является критической температурой. Максимум пика термических деформаций сохраняется весьма долго при данной температуре: она как бы является равновесной, когда существует равновесие между силами, вызывающими упорядочение, и разориентирующими силами тепловых колебаний атомов. При превышении температуры равновесие нарушается в результате тепловых колебаний атомов, и наблюдается правая ветвь λ -аномальной кривой термических деформаций. При температуре ниже критической амплитуда тепловых колебаний атомов мала и не обеспечивает достаточно больших сдвигов для создания устойчивых связей атомов.

Сам процесс кристаллизации в границах обуславливается уменьшением поверхности границ, перемещением атомов в границах, перемещением ато-

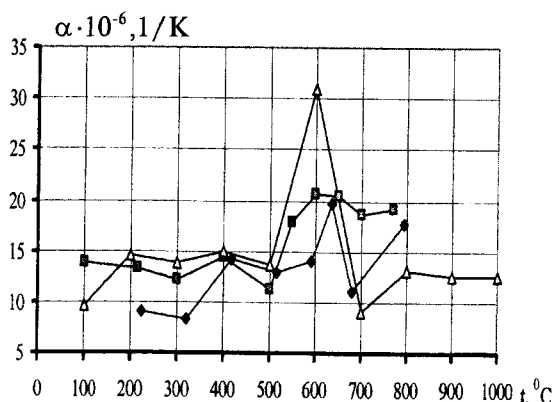


Рис. 1. Линейные термические расширения кристаллических решеток энергетических сталей:

—■— сталь 12Х1МФ; —■— сталь 10 (I термоцикл); —△— сталь 0Х18Н10Т

мов кристаллического зерна вслед за межзеренной границей, и этот эффект часто наблюдают в экспериментах как миграцию границ зерен.

Перемещение атомов в границах в процессе кристаллизации и образование более компактных участков границ зерен осуществляется по механизму обмена местами с вакансиями, так что при этом возникает направленный поток вакансий по границам зерен, в зерно и к поверхности.

О наличии свободных объемов, возникающих в процессе кристаллизации, свидетельствует увеличение максимального коэффициента термических линейных расширений во втором термоцикле испытаний с 21 до $23 \cdot 10^{-6}$ $1/\text{град}$, так как возникающие свободные поверхности устраняют стесненность зерен со стороны границ.

Наличие λ -аномалий во втором термоцикле испытаний свидетельствует о воспроизводимости процессов перекристаллизации в границах зерен. Процесс кристаллизации, по-видимому, можно осуществить длительным отжигом при температуре кристаллизации.

Во втором термоцикле процессы перекристаллизации также происходят в две стадии, наблюдаются два пика на кривой линейных термических расширений. Возобновляемые во втором термоцикле скачки линейных термических расширений кристаллических решеток связаны, по видимому, с тем, что первый термоцикл заканчивался неполной аустенизацией стали. Обратный $\gamma \rightarrow \alpha$ переход аустенита сформировал в границах сходственные с исходной структуры, хотя температуры пиков смещены по сравнению с температурами пиков в первом термоцикле. Это объясняется тем, что после первого термоцикла границы зерен уже не являются прежними: изменилась степень их кристалличности, структура, кристаллографическая ориентация, химический состав. Наличие пористости в границах, существенное повышение диффузионной активности примесных атомов — углерода, азота, серы —

приводит к их сегрегации на свободных поверхностях. Это обстоятельство отмечается в многочисленных публикациях, связывается с выпадением избыточных фаз при данных температурах — карбидов, сульфидов, нитридов, оксисульфидов, карбонитридов и т.д. Выпадением этих фаз в данных работах и объясняется наблюдаемая хрупкость зерен и границ зерен при данной температуре (температуре термического скачка).

После полной аустенизации стали в конце II термоцикла аномалия наблюдается при 400°C .

Уменьшение параметра элементарной ячейки холодного металла после нагревов в первых двух термоциклах может свидетельствовать лишь о том, что межзеренные границы, или так называемая аморфизированная матрица, достаточно развита в общей макроструктуре стали. Ее кристаллизация сопровождается уменьшением ребра куба альфа-фазы в границе, так как элементарные ячейки зерна, связанные с атомами границы, имеют упругость, т.е. обладают определенной длиной связи, при которой эта ячейка еще может существовать. При увеличении этой деформации должен наблюдаться разрыв связей с образованием свободных поверхностей. Процесс кристаллизации зависит от времени и может протекать и при более низких температурах самопроизвольно, подобно тому, как в аморфном стекле образуются со временем отдельные кристаллические зоны. Поэтому процессы кристаллизации в границах зерен будут непрерывно приводить к разрыву межатомных связей и постоянно нарастающему порообразованию. Одновременно протекающий распад альфа-твердого раствора при термических нагрузках с течением времени приведет к сегрегации примесей в свободных объемах (порах) — графитизации.

В третьем термоцикле после существенной ползучести в двух первых термоциклах наблюдается незначительная, так называемая длительная ползучесть, которая в дальнейшем и определит ресурс стали при температуре длительной эксплуатации ($\sim 350^\circ\text{C}$).

Таким образом, изложенные результаты температурных структурных измерений параметра кристаллической решетки сталей дают основания предполагать следующее.

1. Аномалии линейных термических расширений связываются с особым устройством межзеренных границ, обладающих элементами упорядоченности — ближним порядком в расположении атомов, когда отсутствует дальний порядок, и простой трансляцией атом одной области упорядочения не может попасть в свой узел в другой области.
2. Аномальные термические линейные расширения вызваны перекристаллизацией структуры границ.
3. Перестройка структуры границ формально эквивалентна фазовому переходу II рода (упорядочение, разупорядочение, магнитные переходы).

ды), вместе с тем носит признаки фазового перехода I рода, т.к. проявляется в скачке термических деформаций и скачкообразном изменении параметра кристаллической решетки при достаточно определенной температуре, что характерно для любого фазового перехода I рода.

4. Кристаллизация сопровождается сжатием объемов границ зерен с уменьшением их свободной энергии.
5. Сжатие объемов границ приводит к образованию свободных поверхностей путем разрыва межатомных связей — к порообразованию.
6. Образующиеся поры "диффундируют" в сторону, обратную сжимающимся границам, образуют цепочки пор на всех этапах эксплуатации металла.
7. Процесс кристаллизации границ контролируется временем и температурой.
8. Кристаллизация границ выступает источником порообразования и эффективным местом стока дефектов и атомов внедрения типа углерода, вызывая графитизацию.
9. Порообразование при кристаллизации и явление графитизации снижают прочностные свойства сталей. Снижение прочностных свойств особенно сильно проявляется при температурах термического скачка и выражается в виде внезапно наступающих хрупких разрушений.

Принимая во внимание выявленные аномалии температурных расширений в кристаллических решетках трубных сталей и сопровождающие их внутренние напряжения, по другому смотрятся проблемы, связанные с хрупким разрушением и межкристаллитной коррозией, поскольку они объединены характерными общими температурными точками.

Представленная на рис. 2 зависимость собственных внутренних напряжений от температуры отжига в образце стали 12Х1МФ, возникающих в пределах зерна между областями когерентного рассеяния (кристаллитами), определена по "размытию" дифракционных линий, т.е. по изменению истинного физического уширения профилей линий с учетом одновременного влияния на это уширение как дисперсности кристаллитов, так и возникающих в процессе отжига микронапряжений.

Смысл представленной на рис. 2 величины σ_{II} заключается в том, что упругая деформация подчиняется закону Гука, и для трехосного растяжения закон Гука записывается в следующей форме [7]:

$$\varepsilon_1 = \frac{1}{E} [\sigma_1 - \mu(\sigma_2 + \sigma_3)]; \quad \varepsilon_2 = \frac{1}{E} [\sigma_2 - \mu(\sigma_1 + \sigma_3)];$$

$$\varepsilon_3 = \frac{1}{E} [\sigma_3 - \mu(\sigma_1 + \sigma_2)],$$

где $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$ — главные напряжения; $\varepsilon_1, \varepsilon_2, \varepsilon_3$ — относительные линейные деформации по направлениям действия соответствующих главных напряжений.

При плоско-напряженном состоянии деформации пропорциональны сумме главных напряжений ($\sigma_1 + \sigma_2$), если напряжение в направлении, перпендикулярном поверхности, т.е. σ_3 , равно нулю [8]. Здесь [8] показано, что для массивных образцов эта величина имеет некоторое конечное значение, т.к. всегда имеет место объемно-напряженное состояние. Но в рентгеновской дифракции, когда напряжения определяются практически на поверхности, эта величина пренебрежимо мала. Поэтому в данной работе определяется сумма главных напряжений ($\sigma_1 + \sigma_2$), т.к. раздельное определение этих величин приводит к весьма существенным методическим сложностям, более простые методики раздельного определения этих напряжений, как отмечается [8], дают столь большую погрешность, что они не находят практического применения.

Отметим основные черты полученной зависимости.

1. В процессе нагрева исследуемого образца собственные внутренние напряжения претерпевают существенные перераспределения.
2. Перераспределение внутренних напряжений от растягивающих (+) до сжимающих (–) происходит через полную разрядку напряжений (релаксацию), когда упругие свойства образца становятся равными нулю, и сталь обладает максимальной пластичностью, не сопротивляясь изменению объема или формы, т.е. в этих точках предел текучести стали, характеризующий сопротивление пластическому деформированию, резко снижается.
3. Релаксация внутренних напряжений наблюдается при температурах 350, 575, 610, 635 °С, следовательно, данные температуры могут считаться опасными с точки зрения возможного вязкого течения металла.
4. Каждый переход кривой через нуль при дальнейшем повышении температуры испытаний приводит к тому, что вследствие микропластических деформаций происходит упрочнение, увеличение упругой части общих деформаций, пластические свойства при этом минимальны, значит, максимально сопротивление пластическому деформированию.
5. Температурные точки 350, 575, 610, 635 °С являются критическими и характеризуют переход пластичного металла в хрупкую область.
6. Максимальная сопротивляемость пластическому деформированию наблюдается при температуре 420 °С и в диапазоне температур 590...610...635 °С, в особенности при 420 °С, когда предел упругости достигает 600 МПа. Данные температуры могут считаться эксплуатационно опасными, поскольку, при наличии внешних напряжений, давлений и температур, металл может быть хрупко разрушен раньше, чем дислокации обеспечат достаточные сдвиги.

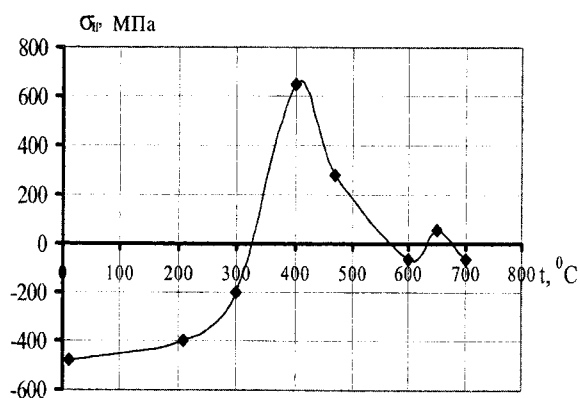


Рис. 2. Кристаллитные микронапряжения в образце трубной стали 12Х1МФ

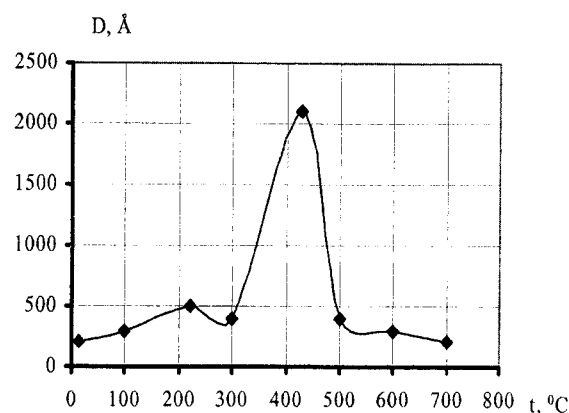


Рис. 3. Изменение размера кристаллитов при нагреве образца трубной стали 12Х1МФ

7. Хрупкие разрушения в перечисленных температурных точках касаются внутризеренного межкристаллитного растрескивания, не столь опасного для эксплуатационной прочности металла, как зональные напряжения I рода, т.к. микротрещины, возникающие в пределах кристаллитов и имеющие нанометрические размеры, способны тормозиться на всевозможных барьерах, одним из которых является граница, например, граница другого кристаллита или граница зерна, двойниковая граница или перлитная зона в ферритно-перлитной матрице [9].
8. Межкристаллитное растрескивание может стать весьма опасным в зависимости от имеющихся в образце текстур, когда возникшая трещина начнет развиваться в пределах нескольких благоприятно ориентированных зерен по отношению к внешнему напряжению, т.е. длина трещины будет зависеть от распределения зерен по ориентировкам [9].
9. После 513 °C (рис. 2) опасность хрупкого межкристаллитного растрескивания может наблюдаться при температурах 590 и 635 °C. При этих же температурах металл обладает высокой пластичностью, постоянно релаксирует, и хрупкость может объясняться явлениями микронаклепа. Однако при этих температурах изменяются текстуры, что следует из анализа относительных интенсивностей дифракционных линий при расчете размеров зерен, мозаичность внутри зерен нарушается, и сглаживается опасность распространения микротрещин между благоприятно ориентированными кристаллитами. Микротрещины будут тормозиться на порогах — границах.

На рис. 3 представлена зависимость изменения размеров кристаллитов от температуры отжига исследуемого образца, которая подтверждает вышесказанное, а именно, в диапазоне температур 323...513 °C наблюдается резкое изменение размеров кристаллитов. Максимальный размер в 2006 Å зафиксирован при температуре 420 °C, т.е. после тем-

пературы максимальной пластичности стали 350 °C, когда материал перестает сопротивляться формоизменению. После температуры 420 °C, которая определена как самая опасная с точки зрения возможных хрупких разрушений, наблюдается диспергирование кристаллитов до практически исходного значения.

На рис. 4 представлена зависимость внутренних макронапряжений I рода (зональных) в зависимости от температуры отжига стали.

Если микронапряжения II рода (кристаллитные) определялись по истинному физическому уширению дифракционных линий, которое в рентгеновском анализе является датчиком наличия такого рода микронапряжений, то зональные напряжения фиксируются и определяются непосредственно по смещению дифракционных линий, т.е. по изменению параметра элементарной ячейки. Следовательно, это разные напряжения и характеризуют они разные свойства разных зон материала. Зональные напряжения возникают при изготовлении изделий — прокатке, правке, под влиянием неоднородного нагревания или охлаждения, при фазовых и структурных превращениях [8]. Они оказывают существенное влияние на свойства стали, могут привести к хрупкому разрушению металла, короблению, растрескиванию, увеличению растрескивания от коррозии и другим нежелательным явлениям. Ими определяются прочностные и эксплуатационные свойства стали.

Как следует из рис. 2, 4 поведение напряжений I и II рода отличается друг от друга только в точках, характеризующих λ -аномальные скачки термических линейных деформаций, следующим образом.

1. Зональные напряжения в точке первого термического λ -аномального скачка (420 °C) не возникают, и составляют 332 МПа (микронапряжения II рода равны при этом 600 МПа). Следовательно, если возникновение зональных напряжений объясняется фазовыми или структурными превращениями, то эти превращения не зат-

рагивают межзеренные границы, а касаются только сугубо внутризеренных процессов, уравновешивающихся в объеме кристаллита или нескольких кристаллитов.

2. Зональные напряжения возникают сразу же после температуры 517 °С и снимаются при температуре порядка 650 °С, после чего вновь растут при температуре 679 °С со сменой знака действующих напряжений.
3. Зональные напряжения особенно ярко проявляются при температуре второго λ -аномального скачка термических линейных деформаций — 635 °С, что свидетельствует о неоднородном упругом деформировании различных межзеренных участков образца, поскольку на эту же температуру (635 °С) микронапряжения II рода отзываются слабо.
4. Анализ размеров зерен, рис. 5, показывает, что при релаксации зональных напряжений размеры зерен не измельчаются, но растут от 3385 Å до 9020 Å при температурах 517 и 679 °С соответственно, это, в свою очередь, также свидетельствует, что макронапряжения действуют в межзеренных границах между сросшимися и несросшимися зернами, т.е. об их зональном характере.
5. Развитие высоких уровней макродеформаций в межзеренных границах, достигающих до 480 МПа, может привести к образованию трещины, сопоставимой с диаметром зерна — 0,3...0,5...0,7 мкм (температуры 517, 590, 635 °С соответственно). Примерно такого размера достигают поры критического размера в стали 12Х1МФ(0,3...0,7 мкм) [10], когда сталь считается исчерпавшей свой ресурс.
6. Образование такой трещины может быть обосновано тем, что при определенном распределении ориентировок между зернами трещина может приобрести магистральный характер. Наи-

более опасный для этого диапазон температур — 517...650 °С.

Попытка объяснить полученные результаты основана на модели слоистой структуры кристаллитов.

Обращаясь вновь к рис. 2, отметим, что основные термические превращения в кристаллитах происходят в области первого термического λ -аномального скачка термических линейных деформаций кристаллических решеток, а именно в диапазоне 225...517 °С, и, в то же время, в диапазоне температур промежуточных превращений из аустенита, так называемых бейнитных превращений, точки "d" (200 °С) и "e" (450...500 °С) Чернова. При этом в том же диапазоне температур (рис. 3) происходит увеличение размера кристаллитов (2006 Å) с последующим его измельчением до исходного значения. Это позволяет предположить, основываясь на модели слоистой структуры кристаллитов, что слои могут быть последовательно сформированы в той именно последовательности, в какой происходят аустенитные превращения: тело кристаллита — перлит, за которым следует прослойка сорбита, окруженная прослойкой троостита и верхнего бейнита. Верхний бейнит лежит внутри кристаллита. Формирование отдельного кристаллита заканчивается структурой нижнего бейнита, которая и является границей кристаллита и межкристаллитной границей.

Термический распад нижнего бейнита, как границы, эквивалентен растворению границы и приводит, с одной стороны, к постепенной релаксации внутренних напряжений от 410 МПа до нуля, с другой стороны, к слиянию зерен за счет термических линейных деформаций кристаллических решеток при отсутствии стесненности кристаллитов со стороны границ. Последствием слияния зерен, в свою очередь, является рост внутренних напряжений, поскольку это слияние не является однородным в теле зерна; не все кристаллиты сливаются, это привело бы к их аномальному росту, что эксперимен-

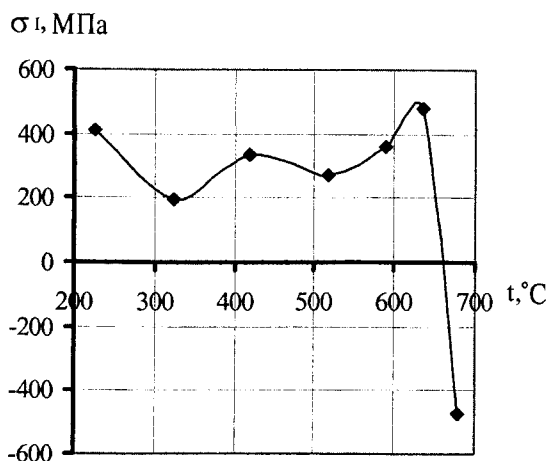


Рис. 4. Изменение зональных напряжений в образце трубной стали 12Х1МФ при нагреве

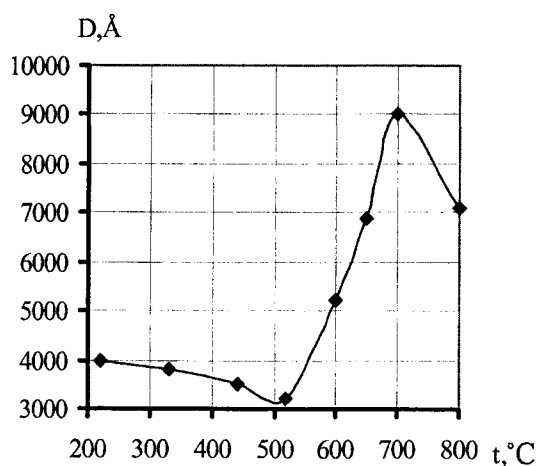


Рис. 5. Изменение размеров зерна трубной стали 12Х1МФ в процессе нагрева

вело бы к их аномальному росту, что экспериментально не наблюдается. Изменение знака напряжений может быть объяснено только на основе анализа продуктов такого распада, соотношения удельных объемов образующихся фаз и их коэффициентов линейных термических расширений.

Когда в точке 420 °С достигаются, с одной стороны, температурные условия, с другой стороны, необходимые деформации (600 МПа), осуществляется распад структур верхнего бейнита, которые при объединении кристаллитов оказались внутри новых блоков. Это приводит к их диспергированию до исходного уровня и падению напряжений (517 °С). Процессы роста-диспергирования кристаллитов сопровождаются микротрещинообразованием.

Как мы полагаем, за дальнейшие термические процессы в образце стали при температуре от 517 до 590 °С с релаксацией напряжений при 575 °С и в диапазоне температур 590...635 °С с релаксацией при 610 °С отвечает трансформация трооститной структуры кристаллита, являющейся теперь, после распада верхнего бейнита, границей кристаллита. Почему два структурных перехода приписываются здесь трооститу? Во-первых, все перлитные структуры могут быть зернистыми или пластинчатыми [2], во-вторых, не исключено их совместное присутствие и, наконец, очень близки температуры двух структурных превращений, что может говорить в пользу какой-то одной составляющей, например, троостита, но с несколько разными структурами, а, следовательно, и свойствами. И потом, мелкие кристаллики более термодинамически неустойчивы, чем более крупный сорбит, распад которого должен произойти при более высокой температуре.

Распад сорбита, по предположению, происходит в диапазоне температур 635...679 °С с релаксацией внутренних напряжений при 650 °С.

Так как зональные макронапряжения возникают в диапазоне предполагаемых структурных превращений сорбита, можно предположить, что межзеренные границы в данном образце стали 12Х1МФ сформированы мелкодисперсным перлитом – сорбитом.

Следует отметить, что предлагаемое объяснение – всего лишь модель или предположение, но бази-

рующееся на общепринятых представлениях о механизмах кристаллизации и термических структурных превращениях в стали, которое, в целом, не противоречит ни общепринятым представлениям, ни полученным экспериментальным фактам.

Выводы

1. Прочностные свойства стали зависят от внутреннего структурно-напряженного состояния, изменяющегося в процессе термоциклического отжига.

2. Характеристиками структурно-напряженного состояния являются линейные термические деформации кристаллических решеток, микронапряжения II рода и зональные макронапряжения I рода.

3. Максимальные уровни микронапряжений II рода развиваются в образце стали 12Х1МФ при температуре 420 °С и достигают 600 МПа, превосходя σ_B для этой марки стали при данной температуре, примерно равное $\sigma_B = 500$ МПа.

4. Кристаллитные микронапряжения II рода приводят к микротрещинообразованию внутри зерна между кристаллитами, являясь предпосылкой межкристаллитной коррозии.

5. Зональные макронапряжения I рода в межзеренных границах начинают преобладать, когда тело зерна становится пластичным, что сопровождается неоднородным слиянием зерен, и достигают максимума при 635 °С, равного 480 МПа. В окрестностях этой точки внутренние зональные напряжения превосходят временное сопротивление разрыву для данной температуры ($\sigma_B = 230$ МПа), что может приводить к образованию магистральных трещин и транскристаллитной коррозии.

6. Изменения состояния стали от хрупкого до пластичного сопровождаются релаксацией внутренних напряжений, которая связывается с фазовыми переходами, выражающимися в изменении структурных составляющих стали под влиянием термических нагрузок.

7. Максимумы неоднородных линейных термических деформаций кристаллических решеток (λ -аномалии) соответствуют максимумам напряжений I и II рода.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Финкель В.А. Высокотемпературная рентгенография. – М.: Металлургия, 1968. – 204 с.
2. Гуляев А.П. Металловедение. Учебник для вузов. 6-е изд., перераб. и доп. – М.: Металлургия, 1986. – 544 с.
3. Селиванов В.Н., Смыслов Е.Ф. Анализ полидисперсности при аппроксимации рентгеновского дифракционного профиля функцией Фойгта // Заводская лаборатория. – 1991. – № 7. – С. 28–29.
4. Селиванов В.Н., Смыслов Е.Ф. Простой метод расчета распределения микродеформаций и размеров кристаллитов при анализе уширения профилей рентгеновских линий // Заводская лаборатория. – 1993. – № 6. – С. 36–38.
5. Горелик С.С., Расторгуев Л.Н., Скапов Ю.А. Рентгенографический и электрооптический анализ. – 2-е изд., перераб. и доп. – М.: Металлургия, 1970. – 366 с.
6. Промышленные печи: Справочное руководство для расчетов и проектирования. – 2-е изд., дополн. и перераб. / Под ред. Е.И. Казанцева. – М.: Металлургия, 1975. – 368 с.
7. Металловедение и термическая обработка стали: Справ. изд. в 3-х т. / Под ред. М.Л. Бернштейна,

- А.Г. Рахштадта. — 4-е изд., перераб. и доп. — Т. 1. Методы испытаний и исследования. — М.: Металлургия, 1991. — 462 с.
8. Рентгенография в физическом металловедении / Под ред. Ю.А. Багаряцкого. — М.: Гос. научно-техн. изд-во лит. по черной и цветной металлургии, 1961. — 368 с.
9. Миллер К.Ж. Усталость металлов — прошлое, настоящее и будущее // Заводская лаборатория. — 1994. — № 3. — С. 31–44.
10. Гофман Ю.М. Оценка работоспособности металла энергооборудования ТЭС. — М.: Энергоатомиздат, 1991. — 136 с.

УДК 536.2:532/533; 532.516

ЧИСЛЕННЫЙ АНАЛИЗ СОПРЯЖЁННОГО ТЕПЛОМАССОПЕРЕНОСА И ГИДРОДИНАМИКИ ПРИ ДВИЖЕНИИ ВЯЗКОЙ НЕСЖИМАЕМОЙ ЖИДКОСТИ В ОТКРЫТОЙ ПОЛОСТИ В УСЛОВИЯХ ВЫНУЖДЕННОЙ КОНВЕКЦИИ

А.В. Крайнов

Томский политехнический университет
E-mail: Lux_veritatis@mail.ru

Проведено численное моделирование движения вязкой несжимаемой неизоэнтальпической жидкости в открытой полости прямоугольного типа в условиях вынужденной конвекции и сопряжённого теплообмена. Получена гидродинамическая картина течения вязкой жидкости в открытой полости в сопряжённой и несопряжённой постановках. Получены температурные профили для двух фаз — твёрдой и жидкой. Изучено влияние параметров модели на характер движения. Показано влияние параметров модели на характер распределения температуры в обеих фазах.

Устойчивый интерес к исследованиям конвективных течений в полостях различных форм и типов наблюдается на протяжении последних сорока лет. Интерес этот объясняется широким прикладным значением проблемы: полости в качестве теплопередающих, теплоизолирующих и технологических элементов встречаются в энергетических и технологических установках различного назначения, радиоэлектронных устройствах и теплообменной аппаратуре [1, 2].

Исследование лобового взаимодействия струи вязкой несжимаемой неизоэнтальпической жидкости (ВННЖ) с ограниченным объёмом различной формы имеет важное научно-практическое значение в связи с тем, что подобные течения широко распространены в технологических процессах различного уровня сложности таких отраслей промышленности как энергетическая, нефтехимическая, атомная, металлургическая, аэрокосмическая и многих других [2–5].

Моделирование теплообмена при движении вязкой жидкости в полости прямоугольного типа сопряжено с решением достаточно сложных задач вынужденной конвекции несжимаемой жидкости. Поскольку создание надёжных аналитических методов расчёта параметров течения ВННЖ в ограниченных объёмах различного типа исключено из-за сложности таких течений, то возникает необходимость численного моделирования.

В данной работе рассматривается нестационарное взаимодействие ламинарной струи ВННЖ с открытой полостью прямоугольного типа (рис. 1). Цель данной работы — исследовать гидродинамику и сопряжённый теплообмен при движении ВННЖ

в открытой полости прямоугольного типа в условиях вынужденной конвекции.

Изучение описанного процесса проводилось с использованием математической модели на основе системы уравнений Навье-Стокса в переменных вихрь — функция тока при умеренных числах Рейнольдса $100 \leq Re \leq 800$, уравнения энергии, а также уравнения теплопроводности для материала прямоугольной полости с соответствующими начальными и граничными условиями:

$$\frac{\partial \omega}{\partial \tau} + u \frac{\partial \omega}{\partial x} + v \frac{\partial \omega}{\partial y} = \frac{1}{Re} \left(\frac{\partial^2 \omega}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 \omega}{\partial y^2} \right);$$

$$\frac{\partial^2 \psi}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 \psi}{\partial y^2} = \omega; \quad (1)$$

$$\frac{\partial \theta}{\partial \tau} + u \frac{\partial \theta}{\partial x} + v \frac{\partial \theta}{\partial y} = \frac{1}{Re \cdot Pr} \left(\frac{\partial^2 \theta}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 \theta}{\partial y^2} \right);$$

$$\frac{\partial^2 \theta_1}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 \theta_1}{\partial y^2} = \frac{\partial \theta_1}{\partial Fo}. \quad (2)$$

Численное решение гидродинамической задачи осуществлялось в области — 3, ограниченной участком затекания — 1, линией симметрии — 4, боковой стенкой — 6 и дном полости — 5, а также участком выхода — 2 из прямоугольной полости (рис. 1).

На дне полости ($y=S, D < x < L$) выставляется условие непротекания, прилипания, а также граничное условие четвёртого рода для уравнения энергии: