

УДК 621.181

АНОМАЛИИ ТЕРМИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ РЕШЕТОК КОТЕЛЬНЫХ СТАЛЕЙ КАК КРИТЕРИЙ ИХ РАБОТОСПОСОБНОСТИ

Л.Л. Любимова, А.А. Макеев, А.А. Ташлыков, А.С. Заворин, Р.Н. Фисенко

Томский политехнический университет

E-mail: tashlykov@tpu.ru

Экспериментально установлены температуры аномальных термических расширений кристаллических решеток, которые не объясняются известными фазовыми превращениями I и II рода. Для объяснения причин аномалий привлекаются представления о зернограницных явлениях, важных для повышения устойчивости структур конструкционных материалов, ограничивающих изменения механических характеристик и ресурса теплоэнергетического оборудования.

Ключевые слова:

Паровой котел, поверхность нагрева, внутренние структурные напряжения, плотность дислокаций, рентгенодилатометрия, проектный ресурс.

Key words:

Steam boiler, heating surface, internal structural stresses, dislocation density, X-ray measurements, design resource.

Проявления свойств котельных трубных сталей непосредственно под температурами изучены не в полном объеме. В частности, экспериментально установленные температуры аномальных термических расширений кристаллических решеток не объясняются известными фазовыми превращениями I и II рода.

Аномальные расширения кристаллических решеток сталей и сплавов, описанные в [1–6], особенно проявляют себя при малоцикловом температурном нагружении. Важность обнаруженного явления для эксплуатационных свойств конструкционных материалов теплоэнергетического оборудования очевидна и состоит в том, что в определенном, узком интервале температур (как правило, служебных или близких к ним) скачкообразно изменяется коэффициент линейного расширения кристаллических решеток, который, как и модуль упругости, определяет сопротивление атомов смещению, но уже под действием температур. Значит, чем выше модуль упругости, тем больше температура плавления, тем меньше коэффициент теплового расширения. При этом, находясь в твердом состоянии, вещество изменяет не только модуль упругости, но и плотность, микротвердость (например, для стронция в 15 раз [7]), теплоемкость, пластичность. Увеличивается газопроницаемость (например, растворимость азота в железе увеличивается в 14 раз, растет коэффициент диффузии водорода [7]), что имеет существенное значение, в том числе и для конструкционных материалов ядерных реакторов, склонных к разрушению за счет наводороживания.

Изучение аномалий термических расширений кристаллических решеток в конструкционных материалах, сопровождающихся значительным изменением свойств, позволит выделить причины, механизмы и связанные с этим закономерности их изменения. С другой стороны, возрастает понимание технологических процессов отжига, режимов закалки, сверхпластичности, а также проявле-

ний, связанных с необратимыми формоизменениями, потерей прочности и разрушением изделий. Таким образом, недостаточная изученность природы этих эффектов и их влияния на физические, теплофизические и химические свойства конструкционных материалов может являться одним из основных факторов, влияющих на надежность котельных труб и тонкостенных оболочек твэлов ядерных реакторов.

Аномальные температурные расширения кристаллических решеток при непрерывном (и необратимом) изменении параметра элементарной ячейки α -твердых растворов на основе железа под воздействием механических и термических циклических нагрузок для образцов из сталей 10, 20, 12Х1МФ, 0Х18Н10Т [1–4], воспроизводимые для сплавов циркония, ниобия [5, 6], а также для других современных жаропрочных и жаростойких сталей в качестве примера иллюстрируют экспериментальные кривые на рис. 1–2.

На фоне непрерывного изменения параметра кристаллической решетки наблюдаются осцилляции, существенно выходящие за рамки флуктуаций погрешности (рис. 2), которая при определении параметра решетки для стали 10 составляла $\Delta a = \pm 0,0001 \text{ \AA}$, а для стали 20 $\Delta a = \pm 0,0003 \text{ \AA}$. В начальный период эксперимента параметр решетки изменяется с большой скоростью, а после 50...60 ч термоциклических испытаний – крайне медленно, со скоростью порядка $(2...8) \cdot 10^{-5} \text{ \%}/\text{ч}$. Эта скорость различается для разных сталей, но при этом является характерной для скорости ползучести на ее установившейся стадии (рис. 2).

Изменение параметра элементарной ячейки, чувствительного к концентрации примесей внедрения, может быть связано с распадом пересыщенного твердого раствора за счет искусственного старения при повышенных температурах.

При этом в определенных температурных точках расширения кристаллических решеток испытывают аномальные скачки термических деформаций.

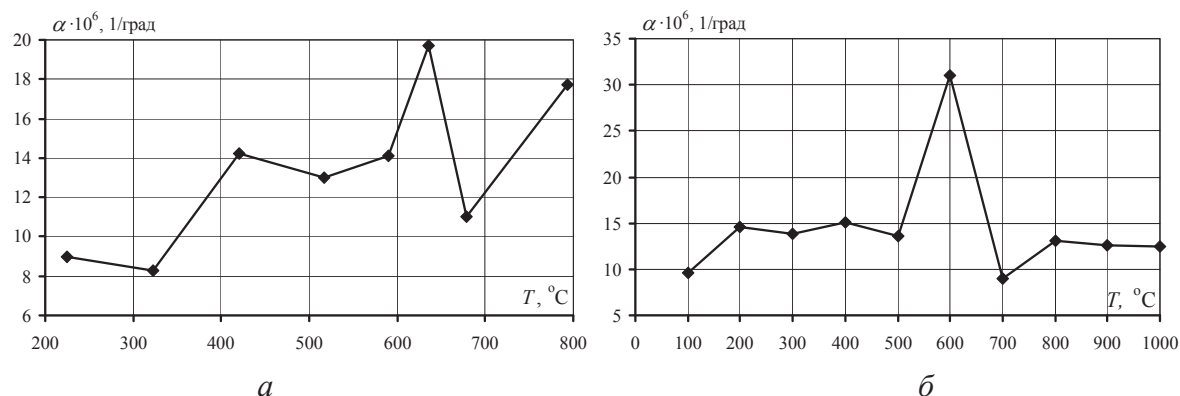


Рис. 1. Зависимость тепловых расширений кристаллических решеток сталей от температуры: а) 12X1MF [3], б) [4]

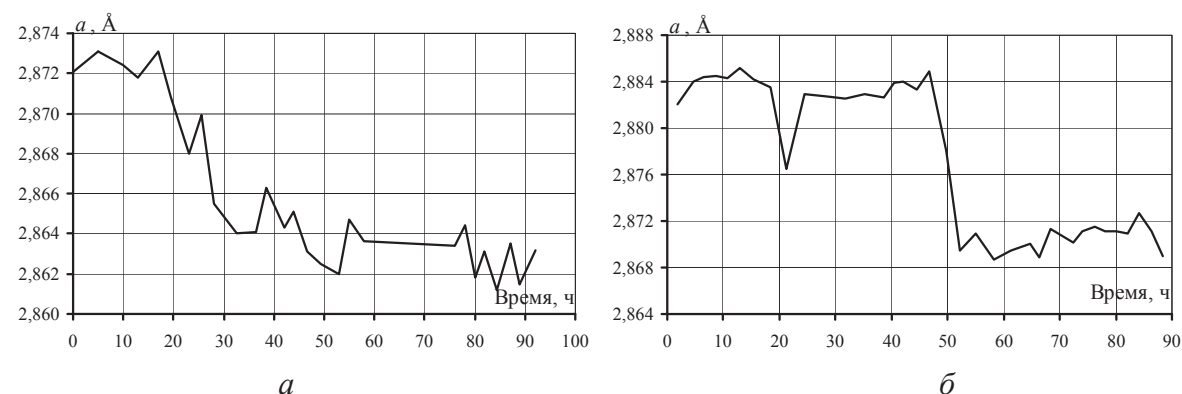


Рис. 2. Зависимость параметра кристаллической решетки от времени термоциклирования: а) сталь 10 [1], б) сталь 20 0X18N10T [2]

ций (рис. 1), известные под названием λ -аномалий и названные так потому, что по своему виду кривые тепловых деформаций напоминают греческую букву λ . Наличие λ -аномалий предсказано теоретически и подтверждено экспериментально для многих сверхчистых металлов [8]. Сведения же о термических расширениях кристаллических решеток сталей и сплавов весьма ограничены.

Для исследованных котельных сталей проявляется зависимость между величиной «скачка» $\Delta a/a$ и составом (рис. 3), а также связь между температурой скачка термических деформаций кристаллических решеток и концентрацией легирующих примесей (рис. 4).

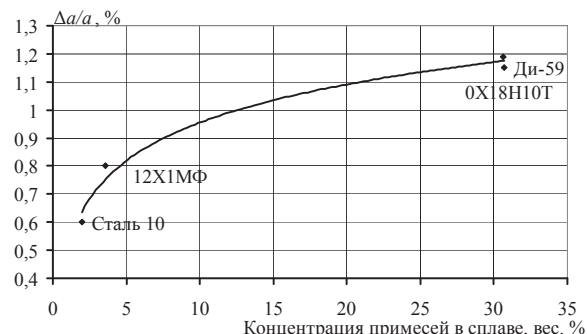


Рис. 3. Величина изменения $\Delta a/a$ на «скачке» термических деформаций кристаллических решеток для стали 10, 12X1MF, 0X18N10T, Ди-59 в зависимости от состава стали. Примечание: Ди-59 – отечественная жаропрочная хромомарганцевая сталь 10X13Г12БС2Н2Ц2

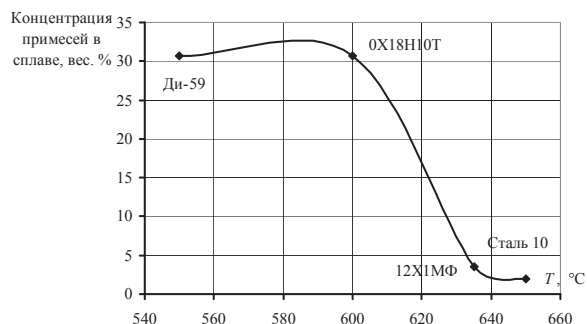


Рис. 4. Влияние концентрации примесей на температуру скачка термических деформаций кристаллических решеток

Из рис. 4 следует, что λ -аномальные скачки термических деформаций кристаллических решеток наблюдаются для разных сталей в диапазоне температур 550...650 °C.

Отмечается, что аномалии на температурной кривой $\alpha=f(T)$ обычно являются следствием фазовых переходов I рода (структурных) или II рода (магнитных) [8]. Для фазовых переходов I рода (например, $\alpha \rightarrow \beta$ превращение кобальта при температуре порядка 403 °C) характерно скачкообразное изменение первых частных производных по термодинамическим силам от свободной энергии (например, изменение объема и энтропии). Для сталей 10, 20 и 12X1MF перестройка α -кри-

сталлической структуры в γ -фазу (критическая точка $A_{\gamma\beta}$) происходит при температурах 876, 845, 880...900 °С соответственно. Фазовые переходы II рода характеризуются изменением магнитных свойств вблизи точки Кюри, переходом в сверхпроводящее состояние и т. д. Например, точка Кюри для железа составляет порядка 770 °С (ферромагнитное железо переходит в парамагнитное состояние), для кобальта и никеля — 1131 и 358 °С соответственно [8]. Магнитные превращения не сопровождаются перекристаллизацией структуры, изменением решетки или образованием новых зерен. Не изменяются и механические свойства.

Связать λ -аномальные скачки термических деформаций кристаллических решеток с явлениями упорядочения твердых растворов также не представляется возможным, так как упорядоченные растворы выражаются конкретной формулой вследствие определенного соотношения атомов в растворе (например, FeAl, Fe₃Si и т. д.).

Явление рекристаллизации в сталях формально можно отнести к фазовым переходам I рода, поскольку оно сопровождается перестройкой кристаллической структуры путем перемещения атомов за счет миграции большеугловых границ, хотя в классическом смысле оно не относится к таковым. Температура рекристаллизации для сталей ($T_{\text{рек}} \approx 0,4 \cdot T_{\text{пл}} = 0,4 \cdot 1534 \text{ °C} = 614 \text{ °C}$) близка к температурам наблюдаемых λ -аномалий. Однако аномалии термических расширений кристаллических решеток все-таки не могут быть связаны с явлениями возврата, отдыха и рекристаллизации в связи с тем, что:

- для кривых изменения свойств при рекристаллизации (твердости, электросопротивления, скорости растворения и т. д.) в зависимости от температуры характерна постепенность — ход этих кривых принципиально отличается от вида λ -аномальных кривых;
- отсутствуют аномальные температурные точки;
- измененное свойство металла, претерпевшего отдых, остается далее постоянным;
- степень возврата зависит от времени выдержки и температуры, процесс возврата будет протекать и при более низкой температуре, в этом случае его скорость определится временем выдержки, тогда как особенность λ -аномальных кривых состоит в том, что аномальные свойства проявляются при строго определенной температуре, или, по крайней мере, в узком интервале температур, что характерно для фазового перехода I рода;
- явления возврата и рекристаллизации не объясняют изменений параметра элементарной кристаллической ячейки и хода кривых на рис. 1, 2.

Таким образом, λ -аномальные скачки термических деформаций кристаллических решеток не могут быть объяснены фазовыми переходами I или II рода или процессами, которые можно формально отнести к таковым.

Как следует из рис. 2, распад твердого раствора сначала идет с большой скоростью. Начальные стадии старения изменяют механические и физические свойства — сплав упрочняется за счет выделения мелкодисперсных фаз [9]. Это подтверждается графиком зависимости размера зерна от температуры (рис. 5), рассчитанной по условиям дифракции рентгеновских лучей, из которого следует, что диапазон температур 200...500 °С характеризуется «диспергированием» зерен (рис. 5) [10]. Начиная с 500 °С, происходит рост зерен, достигающий максимума при 600...650 °С, что совпадает с температурой λ -аномального скачка термических деформаций кристаллических решеток (рис. 1, а).

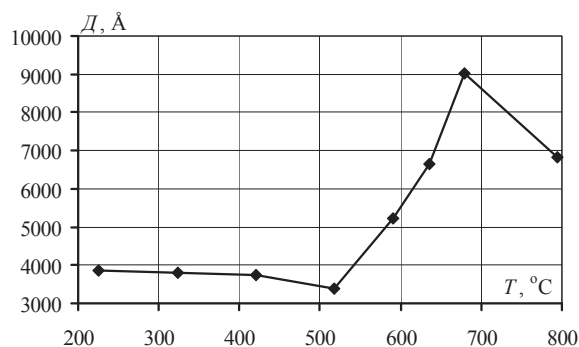


Рис. 5. Размер зерна в зависимости от температуры. Сталь 12X1MФ

Прочность материала на начальных стадиях старения растет лишь до тех пор, пока выделяющаяся фаза мелкодисперсна. При укрупнении зерен прочность падает, твердость уменьшается (рис. 5) [9]. Далее процесс распада твердого раствора замедляется и наступает стадия «коллоидного равновесия», названная так С.Т. Конобеевским [9], который отмечал, что по мере укрупнения мелких фаз дальнейший распад твердого раствора идет чрезвычайно медленно. Этот же вывод следует из рис. 2.

На рис. 6 представлено изменение относительных интегральных интенсивностей дифракционных линий, наблюдающееся в процессе термоциклирования. Из теории дифракции рентгеновских лучей следует, что при изменении кристаллографических ориентаций зерен изменяется отражательная способность систем атомных плоскостей и интегральная интенсивность рассеянных лучей.

Например, интегральная интенсивность дифракционного максимума для поликристаллического образца при исследовании его по методу Брэгга определяется из выражения [11]:

$$\frac{I}{I_0} = n^2 \lambda^3 F^2 \frac{e^4}{m^2 c^4} \frac{p}{2\mu} \frac{1 + \cos^2(2\theta)}{2 \sin^2 \theta \cos \theta} \times \exp \left[-2 \frac{8\pi^2}{3} \frac{\sin^2 \theta}{\lambda^2} U^2 \right],$$

где I — интегральная интенсивность дифракционной линии; I_0 — интенсивность первичного пучка; n — число элементарных ячеек в единице объема; λ — длина волны; F — структурная амплитуда; m —

масса электрона; e – заряд электрона (во всех формулах, представленных ниже, буквой e обозначена

экспонента); c – скорость света; $\frac{1 + \cos^2(2\theta)}{2 \sin^2 \theta \cos \theta} = LP$

– фактор Лоренца-поляризации; θ – брэгговский угол дифракции; p – фактор повторяемости; μ – линейный коэффициент ослабления; U – полные смещения атомов в кристаллической решётке (равны сумме динамических и статических смещений $U^2 = U_{cm}^2 + U_{дин}^2$).

Факторы повторяемости для линий (110) и (200) равны: $p_{110}=12$; $p_{200}=6$.

Факторы Лоренца-поляризации двух линий (для примера с углами дифракции 28,55 и 20,05 град.) определяются из выражений:

$$\begin{aligned} \frac{1 + \cos^2(2\theta_{110})}{2 \sin^2(\theta_{110}) \cos(\theta_{110})} &= \\ &= \frac{1 + \cos^2(2 \cdot 10,025)}{2 \cdot \sin^2(10,025) \cdot \cos(10,025)} = 31,54; \\ \frac{1 + \cos^2(2\theta_{200})}{2 \sin^2(\theta_{200}) \cos(\theta_{200})} &= \\ &= \frac{1 + \cos^2(2 \cdot 14,275)}{2 \cdot \sin^2(14,275) \cdot \cos(14,275)} = 15,03. \end{aligned}$$

Функции атомного рассеяния равны: $f_{Fe(110)}=18,316$, $f_{Fe(200)}=15,279$.

Тогда теоретическое значение относительных интенсивностей двух дифракционных линий (200) и (110) для поликристаллического образца составляет:

$$\frac{I_{(200)}}{I_{(110)}} = \frac{15,03 \cdot 6 \cdot 15,279^2}{31,54 \cdot 12 \cdot 18,316^2} \cdot 100 \% = 16,7 \%.$$

Это же отношение для совершенного кристалла будет иным:

$$\begin{aligned} \frac{I_{сов(200)}}{I_{сов(110)}} &= \frac{F_{200} \frac{1 + \cos(2\theta_{200})}{2 \sin(2\theta_{200})} e^{-\frac{8\pi^2 \sin^2(\theta_{200})}{\lambda^2} U^2} p_{200}}{F_{110} \frac{1 + \cos(2\theta_{110})}{2 \sin(2\theta_{110}) \cos(\theta_{110})} e^{-\frac{8\pi^2 \sin^2(\theta_{110})}{\lambda^2} U^2} p_{110}} = \\ &= \frac{I_{(200)}}{I_{(110)}} = \frac{1,97 \cdot 6 \cdot 15,279}{2,82 \cdot 12 \cdot 18,316} \cdot 100 \% = 29 \%. \end{aligned}$$

А для идеально-мозаичного кристалла оно равно:

$$\begin{aligned} \frac{I_{моз(200)}}{I_{моз(110)}} &= \frac{F_{200}^2 \frac{1 + \cos^2(2\theta_{200})}{2 \sin(2\theta_{200})} e^{-\frac{8\pi^2 \sin^2(\theta_{200})}{\lambda^2} U^2}}{F_{110}^2 \frac{1 + \cos^2(2\theta_{110})}{2 \sin(2\theta_{110}) \cos(\theta_{110})} e^{-\frac{8\pi^2 \sin^2(\theta_{110})}{\lambda^2} U^2}} = \\ &= \frac{I_{(200)}}{I_{(110)}} = \frac{1,85 \cdot 15,279^2}{2,75 \cdot 18,316^2} \cdot 100 \% = 47 \%. \end{aligned}$$

Таким образом, явление аномального рассеяния рентгеновских лучей, представленное на рис. 6, убедительно свидетельствует об изменении старых

и возникновении новых ориентировок зерен в структуре нагреваемого металла в процессе термоциклирования.

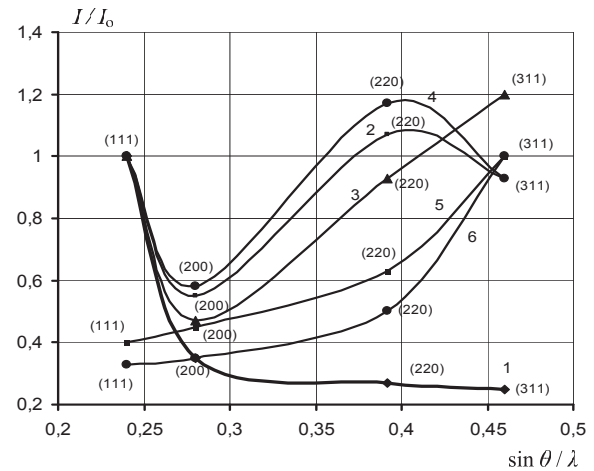


Рис. 6. Изменения относительных интегральных интенсивностей дифракционных линий при возникновении новых кристаллографических ориентаций в процессе высокотемпературного термоциклирования. Сталь 0Х18Н10Т: 1 – исходный образец (100, 200 °C); 2 – 300; 3 – 400, 500; 4 – 600; 5 – 900; 6 – 1000 °C

Примечание: кривые для температур, при которых сохраняются предыдущие ориентировки, на рисунке не показаны.

Так, начиная с 500 °C, происходит сращивание зерен новых дисперсных фаз (рис. 5), их «встраивание» в старую структуру и возникновение новых кристаллографических ориентировок (рис. 6). Видно, что совершенно новая текстура окончательно наступает при температуре 900...1000 °C (рис. 6, кривые 5 и 6). Но, как показывает эксперимент, изменения ориентаций зерен в процессе термоциклирования фиксируются уже при температуре 300 °C (рис. 6, кривая 2), которую по этой причине уже нельзя считать низкой и безопасной для конструкционных материалов теплоэнергетического оборудования из-за существенного влияния текстур на механические свойства.

Как отмечалось, рост зерен в процессе рекристаллизации не вскрывает природы λ -аномальных скачков термических деформаций кристаллических решеток, а объяснение наблюдаемых аномалий (рис. 1) возможно связать с зернограничными явлениями в структуре стальных материалов, основываясь на опыте эксплуатации оборудования ТЭС, которым установлены существенные структурные изменения, связанные с перемещением и разориентировкой блоков относительно друг друга, следовательно, с изменением границ зерен [12]. Возможный процесс изменения внутризеренных границ проиллюстрирован на рис. 7.

В настоящее время межзеренную границу принято рассматривать как отдельную фазу, играющую огромную роль в формировании прочностных характеристик материала. Отмечается, что как и любая другая твердая фаза, она может претерпевать фазовые превращения [13].

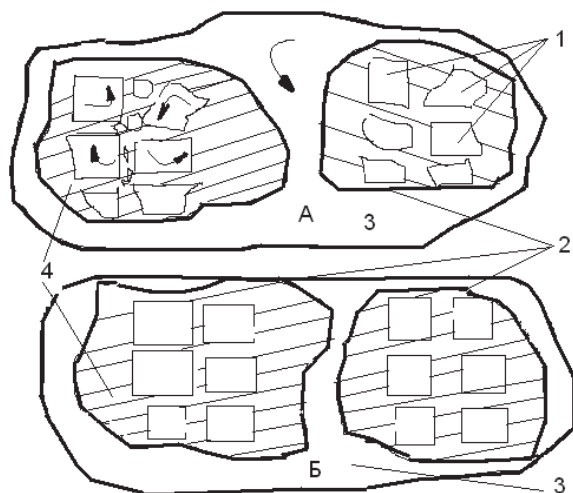


Рис. 7. Схема возникновения новых ориентировок зерен: А – исходные ориентировки и рекристаллизация; Б – новые кристаллографические ориентации кристаллитов и зерен; (1 – кристаллиты; 2 – зерна; 3 – межзеренные границы; 4 – внутризеренные границы)

В настоящее время неясны структура границ, зернограницные фазовые переходы, явления переноса массы в границах, ощущается недостаток экспериментальных данных о структуре границ и их подвижности в термических и механических превращениях. Среди опубликованных материалов нет ни одной гипотезы, которая исчерпывающим образом объясняла бы зернограницные свойства реальных кристаллов, отсутствуют прямые экспериментальные доказательства существования зернограницных фазовых превращений в твердом состоянии [13].

Однако термодинамическая теория предсказывает, что если при температуре, не превышающей температуры плавления, на границе зерна происходит фазовый переход, то в точке перехода высокотемпературная и низкотемпературная фазы должны находиться в термодинамическом равновесии. Это требует равенства давления, температуры и поверхностного натяжения обеих фаз, а энтропия и объем должны меняться скачком при переходе от одной фазы к другой [13].

В работе [14] отмечается, что «...границы зерен могут существовать более чем в одном фазовом состоянии и что в них возможны такие же фазовые переходы, как в объеме. Такие фазовые переходы могут проявляться в скачкообразном изменении структуры, прочности, химических и кинетических свойств границ».

Таким образом, доказательства зернограницных фазовых превращений нужно искать в предсказываемых теорией скачкообразных изменениях равновесных характеристик – энтропии, объема, количества адсорбированной примеси, а также неравновесных или кинетических характеристик – скорости миграции границ, зернограницной диффузии, скорости зернограницного проскальзывания, зернограницного внутреннего трения и так далее [13].

В работе [15] так же показано, что изменение и трансформация границ зерен связаны с атомными перестройками, следовательно, являются структурными и относятся к фазовым переходам I рода, которые должны сопровождаться λ -аномальным скачком термических деформаций кристаллических решеток.

Фазовые переходы в границах могут быть самыми разнообразными, но каким бы ни было зернограницное превращение, характерным его признаком будет скачкообразное изменение характеристик [13].

Таким образом, наличие λ -аномалий термических расширений кристаллических решеток можно объяснить разворотом зерен и трансформацией их границ.

Важно, что в поликристаллах, содержащих очень большое число границ, температура перехода может не быть одинаковой для границ всевозможных ориентаций и скачкообразное изменение характеристик может наблюдаться при разных температурах, что видно, например, из рис. 1. Тем не менее, даже в этом случае температура перехода для многих границ лежит, вероятно, в достаточно узком интервале, так что должно наблюдаться если и не скачкообразное, то хотя бы аномально быстрое изменение измеряемых характеристик.

Отметим, что изменение свойств, обусловленное зернограницным фазовым переходом, должно быть обратимым, как это и следует из рис. 1.

Непрерывно протекающие процессы распада твердых растворов, процессы выделения и коагуляции мелкодисперсных фаз, возникновение новых текстур в стенке трубы котельного агрегата, λ -аномальные скачки термических деформаций кристаллических решеток еще более усилят анизотропию свойств стенки трубы паропровода, пароперегревателя, сварного шва и их недоучет снизит не только эксплуатационную надежность, но и одновременно поставит под сомнение надежность любой диагностики. Все это важно для повышения устойчивости структур конструкционных материалов, ограничивающих изменения механических характеристик, приводящих к ползучести, сокращению ресурса и внезапным разрушениям.

Выводы

1. Установлено, что аномалии термических деформаций кристаллических решеток котельных сталей и явления структурного полиморфизма имеют разную физическую природу и требуют дальнейшего изучения.
2. В объяснении причин аномалий следует привлекать представления о зернограницных явлениях как о фазовых превращениях I рода.
3. Контроль над зернограницными процессами возможен путем устранения λ -аномалий тепловых расширений в технологической практике или учета при проектировании изделий.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 11–08–00782а.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Любимова Л.Л., Макеев А.А., Загорин А.С., Ташлыков А.А. и др. Закономерности изменений параметра элементарной ячейки металла паропроводов как критерий накопления повреждений // Известия Томского политехнического университета. – 2011. – Т. 319. – № 4. – С. 35–39.
2. Любимова Л.Л., Макеев А.А., Загорин А.С., Артамонцев А.И. и др. Рентгеномикродилатометрические температурные исследования стенки котельной трубы // Известия Томского политехнического университета. – 2006. – Т. 309. – № 5. – С. 103–106.
3. Загорин А.С., Любимова Л.Л., Макеев А.А., Лебедев Б.В. и др. Рентгенометрия аномальных температурных расширений энергетических сталей // Известия Томского политехнического университета. – 2003. – № 2. – Т. 306. – С. 78–83.
4. Макеев А.А., Любимова Л.Л., Загорин А.С., Ташлыков А.А. Проявления структурной неустойчивости на ранних стадиях распада пересыщенного твердого раствора аустенита // Известия вузов: Черная металлургия. – 2009. – № 12. – С. 33–41.
5. Любимова Л.Л., Макеев А.А., Загорин А.С., Ташлыков А.А. Переменные напряжения в стенках труб из циркониевого сплава для технологических каналов ядерных энергетических установок при циклическом деформировании // Известия Томского политехнического университета. – 2010. – Т. 317. – № 4. – С. 20–24.
6. Любимова Л.Л., Макеев А.А., Загорин А.С., Фисенко Р.Н. Исследование стойкости ниобиевой трубы для энергетических реакторов к упругопластическому деформированию // Теплофизические основы энергетических технологий: Труды II Всероссийской научно-практ. конф. с международным участием. – Томск: Изд-во ТПУ, 2011. – С. 147–151.
7. Коваленко В.Ф. Теплофизические процессы и электровакуумные приборы. – М.: Сов. радио, 1975. – 216 с.
8. Финкель В.А. Высокотемпературная рентгенография металлов. – М.: Металлургия, 1968. – 204 с.
9. Уманский Я.С., Трапезников А.К., Китайгородский А.И. Рентгенография. – М.: Гос. Науч.-техн. изд-во машиностроительной лит-ры, 1951. – 310 с.
10. Любимова Л.Л., Загорин А.С., Лебедев Б.В. Основы применения метода высокотемпературной рентгенографии для оценки работоспособности труб паровых котлов. – Томск: Изд-во STT, 2009. – 220 с.
11. Русаков А.А. Рентгенография металлов. – М.: Атомиздат, 1977. – 480 с.
12. Крутасова Е.И. Надежность металла энергетического оборудования. – М.: Энергоиздат, 1981. – 240 с.
13. Орлов А.Н., Перевезенцев В.Н., Рыбин В.В. Границы зерен в металлах / под общ. ред. М.Л. Бернштейна, И.И. Новикова. – М.: Металлургия, 1980. – 156 с.
14. Hart E.W. Фазовые переходы на границах зерен / в кн.: The Nature and Behavior of Grain Boundaries, ed. Hsun Hu. – New York-London: Plenum Press, 1972. – 155 p.
15. Глейтер Г., Чалмерс Б. Большеголовые границы / Пер. с англ. С.Н. Горина, В.М. Половова. – М.: Мир, 1975. – 375 с.

Поступила 17.06.2012 г.

УДК 532.5+536.24

ЭНЕРГОСБЕРЕЖЕНИЕ В ТЕПЛОВЫХ ПУНКТАХ ЖИЛЫХ И ОБЩЕСТВЕННЫХ ЗДАНИЙ. Ч. 1. ОБЩАЯ МОДЕЛЬ ТЕПЛООВОГО ПУНКТА

Б.А. Унаспеков, К.О. Сабденов, М.Ж. Кокарев, М.В. Колобердин, Б.А. Игембаев

Евразийский национальный университет им. Л.Н. Гумилева, г. Астана, Казахстан
E-mail: sabdenovko@yandex.kz

Рассматриваются вопросы эффективного использования тепловой энергии в системе центрального отопления. Показано, что использование энергетического потенциала теплоносителя имеет перспективные решения. Для решения возникающих технических проблем необходимо проводить моделирование работы теплового пункта. Предложена общая модель гидродинамических и тепловых процессов в тепловом пункте.

Ключевые слова:

Тепловой пункт, теплоноситель, система труб, перепад давления, скорость жидкости, температура на входе и выходе системы отопления.

Key words:

Thermal point, coolant, pipe system, pressure difference, liquid velocity, input and output temperature of heating system.

Введение

В настоящее время вопросы энергосбережения, эффективного использования энергоресурсов приобрели актуальное значение не только в контексте снижения оплаты за энергоресурсы, снижения экологической нагрузки и износа оборудования.

Как известно, в Республике Казахстан (РК) и в ряде других стран для обеспечения населения электрической и тепловой энергией распространена ее комбинированная выработка. Такой способ является в настоящее время наиболее приемлемым

с точки зрения эффективности сжигания полезных ископаемых, воздействия на окружающую среду. Однако неэффективное использование энергии на стороне потребителя приводит к неоправданно высокому удельному уровню потребления электрической и тепловой энергии в нашей стране.

Затраты на содержание трубопроводных систем распределения тепловой энергии существенны и со временем эксплуатации являются определяющими, при дальнейшей оценке эффективности системы теплоснабжения. Системы централизован-