

УДК 669.14: 620.1

ТЕПЛОВОЕ РАСШИРЕНИЕ СТАЛЕЙ С РАЗЛИЧНЫМ СОДЕРЖАНИЕМ УГЛЕРОДА ПРИ НИЗКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Лебедев М.П., Макаров В.В., Петров П.П.

*ФГБУН «Институт физико-технических проблем Севера им. В.П. Ларионова СО РАН», Якутск,
e-mail: ppp32@mail.ru*

В данной работе обсуждается температурная зависимость коэффициента теплового расширения сталей с различным содержанием углерода при понижении температуры. Через прецизионное определение параметра кристаллической решетки методом рентгеноструктурного анализа, определено значение коэффициента теплового расширения для технически чистого α -Fe, сталей Ст.3сп и У8А.

Ключевые слова: коэффициент теплового расширения, стали, рентгеноструктурный анализ, зерно, границы зерен, включения, параметр решетки, межплоскостное расстояние, отражающая плоскость, физическая модель

THERMAL EXPANSION OF STEELS OF DIFFERENT CARBON CONTENT AT LOW TEMPERATURES

Lebedev M.P., Makarov V.V., Petrov P.P.

Institute of physical and technical problems of the North SD RAS, Yakutsk, e-mail: ppp32@mail.ru

Temperature dependence of thermal expansion coefficient of steels of different carbon content at temperature decrease is considered. The value of thermal expansion coefficient for technically pure α -Fe, the Ст3сп and У8А steels is determined by method of X-ray precision lattice parameter measurement.

Keywords: thermal expansion coefficient, steels, X-ray diffraction analysis, grain, grain boundary, inclusions, lattice parameter, interplanar spacing, reflection plane, physical model

В условиях Крайнего Севера в инженерных сооружениях, в частности на надземных магистральных газопроводных трубах изготовленных из низколегированных конструкционных сталей Северного исполнения, например: марки 09Г2С, 14Г2АФ, 17Г1С и т.п. в интервале годового перепада температур от плюс 30°C до минус 40°C смещение составляет 10 см. на трубу длиной 100 метров, что равняется 0,1% деформации. Такое ощущимое периодическое смещение трубы при годовом градиенте температуры равном 70°C, достигается в результате изменения физико-механических свойств, прочностных характеристик материала трубы, и при образовании соответствующего уровня напряженно-деформированного состояния. При давлении природного газа в магистральных трубах равном (2,5–3,0) МПА, определенном уровне вибрационных колебаний, сезонном смещении грунта в условиях вечной мерзлоты, а также с учетом изменений в структуре стали из-за неоднородности теплофизических свойств основного металла и включений в результате температурного воздействия зарождаются дефекты, способные при своем развитии вызывать деградацию механических свойств металла труб и самих труб.

Исходя из сказанного, целью данной работы является – оценка влияния теплового

расширения (смещения) на структурное состояние конструкционных сталей при понижении температуры.

Согласно работе Журкова С. Н. [1] чужеродные атомы расположенные по границам зерен или на стыке зерен в кристаллической решетке железа вызывают образование локальных областей присущим только им коэффициентом теплового расширения (КТР). Значение КТР чужеродных атомов и фаз отличается от КТР тела зерна (матрицы), т.е. локальные значения КТР вносят существенный вклад в создании пиковых напряжений при деформировании стали.

Материалы и методы исследования

Для выявления влияния микроискажений, об разующихся из-за разницы величины термического расширения между чужеродными примесными атомами и атомами составляющими матрицу [1], нами анализировались формы рентгеновских дифракционных максимумов от плоскостей отражения (211) технически чистого α -Fe, феррито-перлитной стали Ст.3сп и стали У8А со структурой зернистого перлита. Выбор этих сплавов обусловлен тем, что они друг от друга отличаются по содержанию углерода (в сотых долях процента) почти на порядок, т.е. 0,02%С; (0,14–0,24)%С и (0,76–0,83)%С – соответственно. Известно, что упругие деформации влияют на положение дифракционного максимума, а микроискажения на форму дифракционного профиля линии [2].

Рентгеновские исследования проводились в монохроматическом CrK_{α} – излучении с помощью дифрактометра ДРОН – 3М. Съемка дифракционного

профиля линии от плоскости дифракции (211) проводилась в схеме Θ – 2Θ сканирования с фокусировкой по Бреггу – Брентано в интервале углов $2\Theta = 156,50^\circ$ – $158,50^\circ$. Прецизионные съемки для выделения рентгеновских профилей линий осуществляли методом пошагового сканирования с шагом $0,02^\circ$ и длительностью накопления импульсов в каждой точке 100 секунд. Обработку экспериментальных результатов по количественной оценке размеров областей когерентного рассеяния (ОКР), среднеквадратичным микрискажениям осуществляли с помощью программы JCPDS. Выбранный метод рентгеновской съемки особенно пригоден (важен) в случае определения величин микрискажений, поскольку они несут основной вклад в формировании формы дифракционного максимума в крайних его точках [2].

Образцы из технически чистого α -Fe, сталей Ст.3сп и У8А были в состоянии поставки и отжига, поскольку рентгеновский профиль дифракционного максимума в этом случае получается более четким и разделение вклада в профиль линии от микрискажений и ОКР методом аппроксимации [3] производиться почти без особых технических усилий. Термообработку исследованных сталей путем отжига проводили при температуре 700°C в вакууме с целью предотвращения образования поверхностной окалины.

Известно [4], что температурный коэффициент линейного (теплового) расширения (КТР) – α является теплофизическими свойством материала и зависит от состава, структуры, а также температуры. Поскольку КТР представляет собой отношение относительного удлинения материала к разности температур, и каждый материал характеризуется собственным значением α , то можно предположить, что он непосредственно связан с микроструктурой.

В частности, при предположении, что:

$$\alpha \approx \frac{1}{a_0} \cdot \frac{\Delta a}{\Delta t},$$

где $\Delta a = a_1 - a_2$; $\Delta t = t_1 - t_2$;

a_0 – параметр кристаллической решетки материала при температуре $t_0 = 20^\circ\text{C}$;

a_1 – параметр кристаллической решетки материала при температуре t_1 .

При равномерном нагреве материал подвергается деформации, описываемой соотношением:

$$x_{ij} = \alpha_{ij} \cdot \Delta t,$$

где α_{ij} – коэффициент теплового расширения; Δt – изменение температуры.

Традиционными методами измерения теплового расширения являются оптические методы, например, подсчет интерференционных полос, образуемых интерференцией света в маленьком воздушном зазоре. Для анизотропных материалов, в частности, в сплавах и сталях обычно применяют рентгеноструктурный метод [5] определения коэффициента теплового расширения через величину смещения дифракционного максимума профиля линии – $\Delta\theta$, вызванное изменением температуры.

Межплоскостное расстояние d определяется согласно закону Вульфа – Брэгга:

$$n\lambda = 2d \cdot \sin\theta,$$

где θ – угол Брэгга; λ – длина волн рентгеновского излучения.

Дифференцирование данного уравнения по температуре дает:

$$\frac{\partial d}{\partial t} = \frac{\lambda \cos\theta}{2 \sin^2\theta} \frac{\partial\theta}{\partial t},$$

откуда находим коэффициент теплового расширения измеренное через межплоскостное расстояние:

$$\alpha_d = \frac{1}{d} \frac{\partial d}{\partial t} = -\operatorname{ctg}\theta \frac{\partial\theta}{\partial t}.$$

Изменение угла Брэгга $\frac{\partial\theta}{\partial t}$, определяем путем за-

писи дифракционного профиля линии на рентгеновском дифрактометре при двух различных температурах: $t_0 = 20^\circ\text{C}$ и $t_i \neq 20^\circ\text{C}$.

Измерение значения α_d согласно закона отражения Вульфа – Брэгга, относятся к направлениям, перпендикулярным каждой плоскости Брэгга с индексом Миллера (211). Таким образом, для отражения 211 значение α_d вычерчивают как функцию направления нормального к плоскости (211).

Рентгенографическое определение КТР требует прецизионного измерения параметров элементарной ячейки кристалла и достаточно точного определения температуры рентгенографирования.

Результаты исследований и их обсуждение

Проведенные нами рентгеноструктурные измерения и анализ формы профиля дифракционной линии согласно методики [3] показали, что при понижении температуры от плюс 20°C до минус 150°C вклад внесенный микрискажениями и ОКР обусловленные из-за разницы величин КТР от чужеродных атомов (примесей) и атомов основного металла не отражается на форме профиля линии, т.е., форма профиля дифракционного максимума остается без изменений. Такие положения формы профилей могут быть обусловлены образованием незначительного количества вновь образованных микроскопических областей, которые не в состоянии внести вклад на форму дифракционного максимума, либо примесные атомы распределены относительно равномерно по всему металлу. Такое распределение, в частности по границам зерен может влиять при понижении температуры не на форму дифракционного максимума, а на его положение, т.е. на параметр кристаллической решетки (a), связь которого с межплоскостным расстоянием (d) в случае металлов с ОЦК структурой имеет вид [3]:

$$a = \sqrt{(H_i^2 + K_i^2 + L_i^2)} d,$$

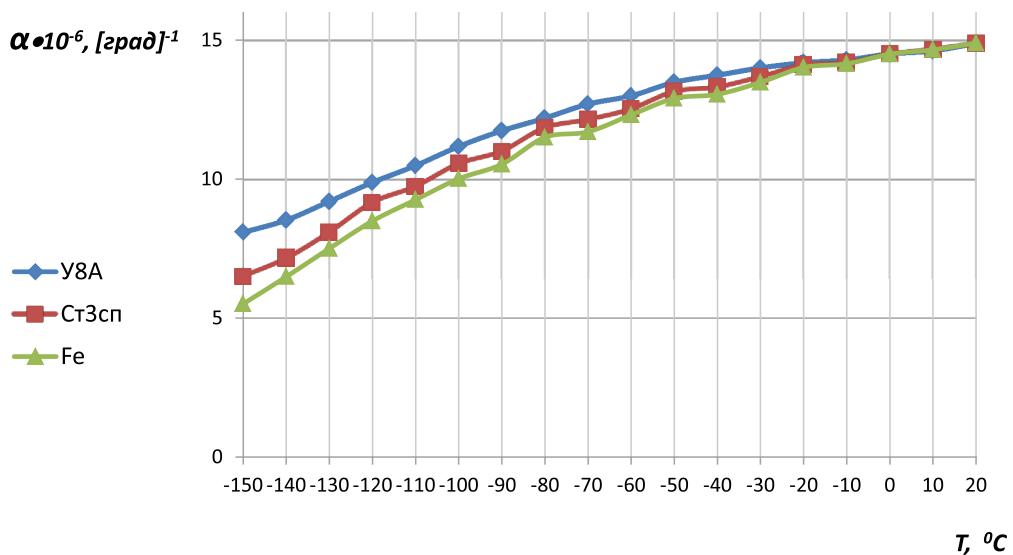
где (HKL) индексы Миллера для кристаллографических плоскостей.

Исходя из сказанного выше, можно предположить, что примесные атомы (на-

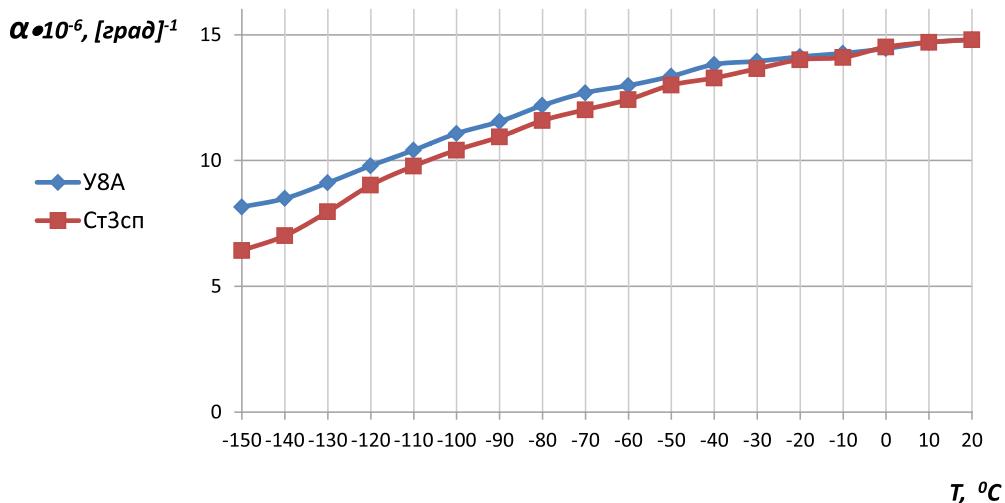
пример, атомы углерода), образуя жестко направленные связи между атомами основного металла и примесью в решетке железа уменьшают величину температурного изменения параметра кристаллической решетки (Δa), соответственно снижается значение КТР. При том, чем больше концентрация примесных атомов, тем заметнее снижается значение температурного изменения КТР.

Для однофазных металлов и низкоуглеродистых сталей основным структурным показателем является размер зерна,

который определяет уровень сопротивления металла к внешним и внутренним воздействиям. Известное соотношение Холла-Петча [6], используемое при анализе вклада величины зерна в прочностные характеристики стали, способствует рассмотреть размер зерна как расстояние между дисперсными частицами, т.е. относительно «мягкое» однородное тело зерна и «жесткая» граница зерен, где в основном концентрирована вся неоднородная дефектная микроструктура.



a)



б)

Температурная зависимость коэффициента теплового расширения сталей:
U8A – \diamond ; Ст3сп – \square и α – Fe – Δ в состоянии отжига а) и поставки б)

С целью экспериментального подтверждения влияния концентрации примесных атомов на вид кривой температурной зависимости КТР, а также работоспособности модели «жесткого» каркаса и «мягкой» матрицы [7] нами были проведены низкотемпературные исследования используя метод рентгеновской дилатометрии [5]. КТР на α -Fe, сталях Ст.Зсп и У8А в состоянии поставки и отжига.

Рассматриваемые материалы содержат вредные примеси, газы, карбиды, а также неметаллические включения и т.п. Такое разнообразие фазовых включений, в основном сосредоточенных по границам и на стыках зерен, которые имеют неодинаковые теплофизические характеристики, в частности, коэффициенты теплового расширения, при понижении температуры могут генерировать значительные внутренние напряжения [8], способствующие образованию микротрешин в случае внешнего воздействия на исследуемые материалы.

На рисунке представлены низкотемпературные зависимости КТР технически чистого α -Fe и сталей Ст.Зсп, У8А. Полученные экспериментальные данные рентгеновской дилатометрии для исследуемых материалов показали, что ход кривых температурной зависимости КТР совпадают, т.е. изменение вида термической обработки (состояние поставки и отжига) не влияет на ход кривых на графике. На данном графике, более пологий характер хода температурной зависимости КТР у высокоуглеродистой стали Ст.У8А, что связано, по-видимому, с влиянием более «жесткого» каркаса межзеренного пространства, чем у α -Fe и стали Ст.Зсп.

Итак, проведенные исследования низкотемпературной зависимости КТР технически чистого железа, сталей Ст.Зсп и У8А методом рентгеновской дилатометрии показывают, что разница в ходе этих кривых у высокоуглеродистых сталей изменяется

согласно модели более «жесткого», каркаса, чем у низкоуглеродистых. На существование «жесткого» каркаса из границ зерен и «мягкой» матрицы из тела самого зерна, также указывают усиление напряжений первого рода [7] на стальных образцах с различным содержанием углерода при понижении температуры.

Выводы

1. Угол наклона каждой кривой низкотемпературной зависимости коэффициента теплового расширения технически чистого железа и сталей Ст.Зсп, У8А может быть обусловлен, на наш взгляд, влиянием «жесткого» каркаса из границ зерен на основной металл (тело зерна).

2. Увеличение концентрации примесных атомов по границам зерен, в частности атомов углерода в стали У8А, может привести: с одной стороны к усилению «жесткости» каркаса из границ зерен, с другой стороны к уменьшению значения КТР в случае высокоуглеродистых сталей.

Список литературы

1. Журков С.Н. К вопросу о физической основе прочности // Физика твердого тела, 1970, т.22, вып. 11, С. 3344–3379.
2. Кривоглаз М.А. Теория рассеяния рентгеновских лучей и тепловых нейтронов реальными кристаллами. – М.: «Наука», 1967. – 336 с.
3. Горелик С.С., Скаков Ю.А., Растиргуев Л.Н., Рентгенографический и электроннооптический анализ. – М.: МИСиС, 1994. – 328 с.
4. Справочник по конструкционным материалам: Справочник / Б.Н. Арзамасов, Т.В. Соловьева, С.А. Герасимов и др. Под ред. Б.Н. Арзамасова, Т.В. Соловьевой. – М.: изд. МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2006. – 640 с.
5. Роберт Э. Ньюхем Свойства материалов. Анизотропия, симметрия, структура. Перевод с англ. – М.: Ижевск: НИЦ «Регулярная и хаотическая динамика», 2007. – 652 с.
6. Петч Н.Дж. Разрушение металлов. В кн.: Успехи физики металлов. Пер. с англ. – М.: Металлургиздат, 1958. – Т. 2. – С. 7–68.
7. Макаров В.В., Петров П.П. Об одной модели хладноломкости стали. // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2000. – Т. 66, № 9. – С. 65–66.
8. Петров П.П., Макаров В.В., Голиков Н.И., Терентьев Н.Н. Об одном из механизмов хладноломкости. // Заводская лаборатория. – 1999. – том 65, № 6. – С. 40–42.