

УДК 539.5:669.14.018

О МЕХАНИЗМЕ ХЛАДНОЛОМКОСТИ СТАЛИ

© М. П. Лебедев, В. В. Макаров, П. П. Петров¹

Статья поступила 26 февраля 2014 г.

Описано применение физической модели, созданной на основе анизотропии теплофизических характеристик зерна и его границы, для создания новых поколений сталей, эксплуатируемых в условиях низких естественных температур. Обоснована целесообразность использования метода рентгеновской дифрактометрии в исследовании температурной зависимости параметра кристаллической решетки.

Ключевые слова: хладноломкость; сталь; постоянная кристаллической решетки; рентгеноструктурный анализ; низкие температуры; напряженно-деформированное состояние.

Одной из основных физических причин деформирования и разрушения сталей является их структурное несовершенство на макро-, мезо- и микромасштабных

уровнях [1]. Создание единой теории конструкционной прочности происходит путем сближения соотношений механики деформируемого твердого тела с физическими представлениями, основанными на знаниях микроструктуры сплава [2 – 4].

¹ ИФТПС СО РАН, г. Якутск, Республика Саха (Якутия), Россия; e-mail: administration@iptpn.ysn.ru

Атомы в кристаллической решетке находятся в непрерывном движении около положения равновесия. Амплитуды их колебаний определяются температурой кристалла, которая является мерой кинетической энергии колебаний атомов [5]. Тепловые колебания оказывают существенное влияние на процессы пластического течения и разрушения твердых тел. Колебания атомов в кристаллической решетке происходят от того, что атомы не связаны друг с другом большими силами, удерживающими их в узлах решетки, обладают некоторыми степенями свободы для вращательного движения вокруг узлов решетки. Характер таких колебаний связан силой межатомной связи [6].

Межатомное взаимодействие непосредственно зависит от теплового расширения и определяет упругие свойства, а подвижность атомов во многом характеризует процессы структурообразования [7]. Тип решетки и межатомные расстояния (параметр кристаллической решетки) таковы, что в каждом случае система устойчива, так как обладает минимальной энергией. Тем не менее металлы с одинаковыми кристаллическими решетками отличаются друг от друга устойчивостью к воздействию различных факторов, т.е. каждая система на одинаковые изменения внешних условий реагирует по-разному, что обусловлено различием силы связи между атомами. Можно предположить, что между параметрами процессов и свойствами, с одной стороны, и характеристиками связи — с другой, существует детерминированная зависимость. К характеристикам межатомного взаимодействия относят энергию сублимации, характеристическую температуру Дебая, модули упругости, коэффициент линейного расширения, температуру и теплоту плавления, а также физические свойства. Как известно [6, 7], энергия межатомного взаимодействия в кристаллической решетке зависит от величины параметра решетки.

В данной работе на примере изменения величины постоянной кристаллической решетки α -Fe конструкционной и инструментальной сталей показана возможность применения модели хладноломкости для создания сталей, эксплуатируемых в условиях низких естественных температур.

Исходя из структуры стали авторами ранее были установлены физическая модель и микромеханизм хладноломкости, основанные на гипотезе о существовании «мягкой» матрицы (тело зерен) и «жесткого» каркаса (границы зерен) [8]. При увеличении количества углерода в стали «жесткость» каркаса должна повышаться за счет увеличения карбидов железа на границах зерен, что приводит к изменению температурного расширения (сжатия) постоянной кристаллической решетки сталей — параметра решетки (a) или размера элементарной ячейки.

Для проверки этой гипотезы определяли температурное изменение параметра кристаллической решетки при понижении температуры в сталях, содержащих различные количества углерода, % масс.: 0,06 в техни-

чески чистом α -Fe; 0,14 – 0,22 в СтЗсп; 0,96 – 1,03 в СтУ10.

Методом рентгеноструктурного анализа на образцах определяли величину параметра кристаллической решетки, используя дифрактометр «ДРОН-ЗМ» с монохроматором. Расчет параметров тонкого кристаллического строения сталей (микродеформации и размеров блоков) выполняли методом аппроксимации [9]. Рентгеновскую съемку проводили с помощью трубки с хромовым анодом при режиме $U = 30$ кВ; $I = 20$ мА. Скорость вращения детектора — $1/4$ град./мин; шаг сканирования — $0,02^\circ$; время в точке — $0,01$ с. С целью получения профиля рентгеновской линии, отвечающей плоскостям с задними углами отражения, выбрали плоскость с $(hkl) = (211)$. Размеры элементарной ячейки определяли на основе анализа профилей Брегговских максимумов, полученных от рабочих образцов, и эталона при углах отражения 2θ , равных $157,04^\circ$. Поскольку температура варьировалась от $+20$ до -100°C , применяли стандартную низкотемпературную приставку УРНТ-180. В качестве охладителя использовали жидкий азот. Погрешность определения размеров элементарной ячейки с учетом основной аппаратурной погрешности измерения углов поворота детектора и образца составляла $\pm 0,0001$ Å.

Для исключения влияния на результаты исследований структурных искажений, неизбежно возникающих в процессе изготовления, обработки и эксплуатации изделия, из каждой марки стали были изготовлены эталонные образцы размерами $50 \times 20 \times 2$ мм (глубокий отжиг в вакуумной печи при $T = 800^\circ\text{C}$ в течение 1 ч).

Рабочие образцы размерами $80 \times 25 \times 2$ мм в виде пластин из этих сталей подвергали вакуумному отжигу при 500°C и времени выдержки 2 ч с целью исключения влияния остаточных напряжений первого рода на температурные изменения параметра кристаллической решетки (a).

На рис. 1 показаны изменения параметра кристаллической решетки (a) в интервале температур от -100 до $+20^\circ\text{C}$. На данном графике в одной точке совмещены значения постоянной кристаллической решетки при комнатной температуре, равные 2,8664. Для всех рассматриваемых материалов по мере снижения температуры зависимости имели монотонно убывающий характер. Однако величины изменения параметров решетки (Δa) неодинаковы, например, для α -Fe Δa составила 0,0048 Å, для СтЗсп — 0,0038, для СтУ10 — 0,0030 Å. Это связано с особенностями микроструктурного строения каждого из сплавов. Наибольшее изменение параметра решетки происходит в технически чистом α -Fe, а в инструментальной углеродистой стали СтУ10 — наименьшее. Отсюда увеличение примеси в виде углерода влияет на ход температурной зависимости постоянной кристаллической решетки, причем по мере снижения температуры крутизна кривой повышается в материале с малой концентрацией углерода.

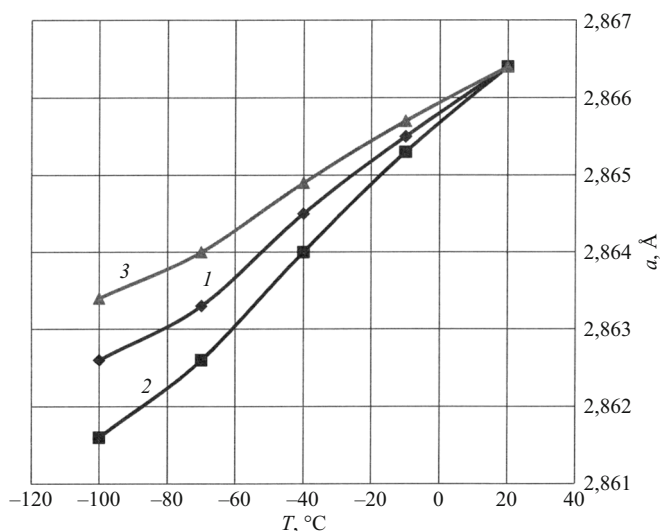


Рис. 1. Температурная зависимость параметра кристаллической решетки a : 1 — СтЗсп; 2 — α -Fe; 3 — СтУ10

Сопротивление «жесткого» каркаса уменьшению параметра кристаллической решетки при понижении температуры должно привести к появлению и увеличению растягивающих напряжений, относительная величина которых с повышением содержания углерода в стали растет.

Для подтверждения данного утверждения были получены экспериментальные зависимости напряжений первого рода от температуры при действии на образец статической растягивающей нагрузки [10]. Исследования напряженно-деформированного состояния образцов из сталей марок СтЗсп и 09Г2С с использованием рентгеновского $\sin^2\psi$ [11] на базе портативного рентгеновского определителя напряжений (ПРОН) показали, что с понижением температуры в конструкционных сталях увеличиваются растягивающие напряжения (рис. 2). Данное усиление напряжений первого рода на образцах в свое время авторами было объяснено наличием «жесткого» каркаса из границ зерен и его воздействием на тело самого зерна, т.е. «мягкой» матрицы (основной металл).

Чтобы определить влияние «жесткого» каркаса на величину напряжений второго рода при понижении температуры в интервале от +20 до -180 °C, исследовали формы профилей дифракционных линий (211), полученных от образцов из сплава α -Fe, сталей СтЗсп и СтУ10. Сравнение полученных форм профилей дифракционных линий при заданных температурах не выявило существенных изменений в их полуширине, что характеризует отсутствие изменений в величинах напряжений второго рода, оцениваемых по относительной микродеформации. Отсюда влияние концентрации примесей в виде углерода на искажения второго рода, вызванные микродеформациями, на рассмотренных образцах с разным содержанием углерода при понижении температуры методом рентгеноструктурного анализа не обнаружено.

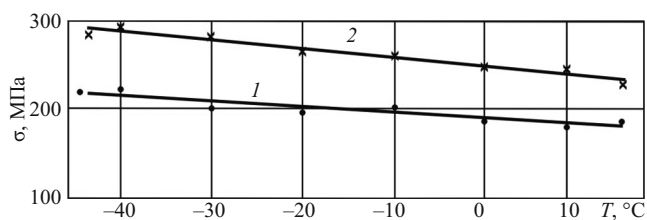


Рис. 2. Зависимости напряжений первого рода от температуры при действии на образцы статической нагрузки: 1 и 2 — образцы из сталей марок СтЗсп и 09Г2С

Таким образом, влияние «жесткого» каркаса на напряженно-деформированное состояние «мягкой» матрицы при изменении температуры можно оценить по положению постоянной кристаллической решетки.

Увеличение примесей в виде углерода влияет как на ход температурной зависимости постоянной кристаллической решетки, так и на величину напряженно-деформированного состояния сталей.

Изменение уровня напряженно-деформированного состояния сталей с большим содержанием углерода при понижении температуры может создать физические условия, способствующие повышению вероятности хрупких разрушений из-за образования микроскопических перенапряженных областей в масштабах межзеренных взаимодействий.

ЛИТЕРАТУРА

1. Барактин Б. К., Гуляев В. П., Ноев И. И., Петров П. П. Энергетические характеристики деформирования и разрушения конструкционных сплавов. — Якутск: Изд-во ЯНЦ СО АН СССР, 1990. — 104 с.
2. Лихачев В. А., Малинин В. Г., Малинина Н. А. Теория разрушения, основанная на механизмах трансляционно-ротационного массопереноса веществ / Пластическая деформация сплавов. Сб. статей. — Томск: ТГУ, 1986. С. 6 – 22.
3. Лихачев В. А., Хайров Р. Ю. Введение в теорию дислокаций. — Л.: Изд-во ЛГУ, 1975. — 183 с.
4. Банных О. А., Березовская В. В., Костина М. В. и др. Влияние термической обработки на структуру и свойства высокоазотистой аустенитной коррозионно-стойкой стали 03Х20АГ11Н7М2 / Металлы. 2010. № 2. С. 34 – 43.
5. Лифшиц И. М., Азбель М. Я., Каганов М. И. Электронная теория металлов. — М.: Наука, 1971. — 461 с.
6. Григорович В. К. Электронное строение и термодинамика сплавов железа. — М.: Наука, 1970. — 292 с.
7. Киттель Ч. Введение в физику твердого тела. — М.: МедиаСтар, 2006. — 792 с.
8. Петров П. П., Макаров В. В., Голиков Н. И., Терентьев Н. Н. Об одном из механизмов хладноломкости / Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 1999. Т. 65. № 6. С. 40 – 42.
9. Горелик С. С., Скаков Ю. А., Расторгуев Л. Н. Рентгенографический и электронно-оптический анализ. — М.: МИСиС, 2002. — 360 с.
10. Макаров В. В., Петров П. П. Об одной модели хладноломкости стали / Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2000. Т. 66. № 9. С. 65 – 66.
11. Уманский Я. С., Скаков Ю. А., Иванов А. Н., Расторгуев Л. Н. Кристаллография, рентгенография и электронная микроскопия. — М.: Металлургия, 1982. — 632 с.