

Деформация железа и титана в области температур полиморфного превращения

И. В. Моисеева, В. К. Пищак

Институт металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины

Показано, что высокая пластичность железа и титана ВТ1-0 при полиморфном превращении обусловлена ускоренной ползучестью в условиях, когда кристаллическая структура обоих металлов имеет объемно центрированную кубическую решетку.

Введение

Явление повышенной пластичности при полиморфном превращении в металлах известно давно и в научной литературе получило название “пластичности превращения”. Повышенная пластичность металлов при полиморфном превращении вызывает интерес как у технологов, так и у физиков. Технологов — потому что в этой области температур металлы и сплавы деформируются при довольно малых нагрузках и легко поддаются обработке [1]. Механизм пластической деформации металлов при полиморфном превращении довольно сложный, и физиков [2] привлекает то, что исследование этого явления дает возможность выяснить влияние на него различных факторов.

В настоящее время установлено, что на величину деформации при полиморфном превращении оказывают влияние следующие факторы. Во-первых, сам по себе переход из одной фазы в другую может вызвать пластическую деформацию; во-вторых, к некоторой деформации приводит тепловое расширение металлов и, в-третьих, под действием приложенных дополнительных напряжений возникает ползучесть металлов [2]. Какой вклад в общую деформацию металлов при превращении вносит каждый из этих факторов — окончательно не определено.

Цель работы — экспериментальное исследование явления повышенной пластичности железа и технически чистого титана ВТ1-0 в области температур полиморфного превращения. Оба металла имеют полиморфное превращение. Однако это превращение вызывает изменение типа решетки в железе с ОЦК на ГЦК, а в титане — с ГПУ на ОЦК. Ожидали, что сравнительный анализ процесса деформации при полиморфном превращении в этих металлах позволит выявить некоторые особенности физики этого явления.

Материал и методика

В качестве материала исследования выбраны железо состава (% (мас.)): С — 0,01; остальные примеси — в сумме не более 0,3, и технически чистый титан ВТ1-0 состава (% (мас.)): Al — 0,7; остальные примеси — в сумме не более 0,5. Образцы имели круглую форму в виде гантели с рабочей частью длиной 40 мм и диаметром 4 мм.

Изменение размера образцов при нагреве определяли с помощью катетометра, позволяющего проводить измерения с точностью 0,005 мм.

Образцы помещали в вакуумную ($5 \cdot 10^{-5}$ Па) камеру установки для испытания на ползучесть ПВ 1849. При измерении удлинения образца во время нагрева без нагрузки (дилатометрия) образец размещали в печи в свободном (не закрепленном) положении. Для испытания на ползучесть в условиях растяжения образец помещали в захваты.

Температуру образцов при испытаниях измеряли с помощью термопары Pt—Pt(Ro). Рабочий спай термопары находился в контакте с образцом. Точность измерения температуры — ± 1 °С.

В процессе нагрева при достижении заданной температуры образец выдерживали 15 мин. В течение этого времени в режиме дилатометрических испытаний линейный размер образца оставался постоянным в пределах ошибки измерения $\pm 0,01$ мм. В испытаниях на ползучесть после достижения определенной температуры длину образца измеряли через следующие интервалы времени: 0, 2, 5, 7, 10, 12 и 15 мин. По этим данным строили кривую ползучести и определяли скорость установившейся ползучести. Испытания на ползучесть проводили в интервале скоростей ползучести 10^{-7} — 10^{-4} с $^{-1}$.

Результаты и их обсуждение

Результаты дилатометрических исследований железа и сплава ВТ1-0 представлены на рис. 1. Полиморфные превращения в этих металлах происходят с уменьшением длины образца при нагреве в точке полиморфного превращения и с увеличением длины в этой же температурной точке при охлаждении.

В железе $\alpha \rightarrow \gamma$ (ОЦК \rightarrow ГЦК)-превращение при нагреве начинается при 900 ± 5 °С и заканчивается при 925 ± 5 °С; $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение при охлаждении начинается при 900 ± 5 °С и заканчивается при 875 ± 5 °С. Таким образом, прямое и обратное превращения происходят в интервале температур 875—925 °С. Следует отметить, что длину измеряли не в непрерывном автоматическом нагреве, как это происходит в классических дилатометрах, а с остановками для измерения через каждые 5—10 мин в области температуры превращения. Тем не менее, полученная таким

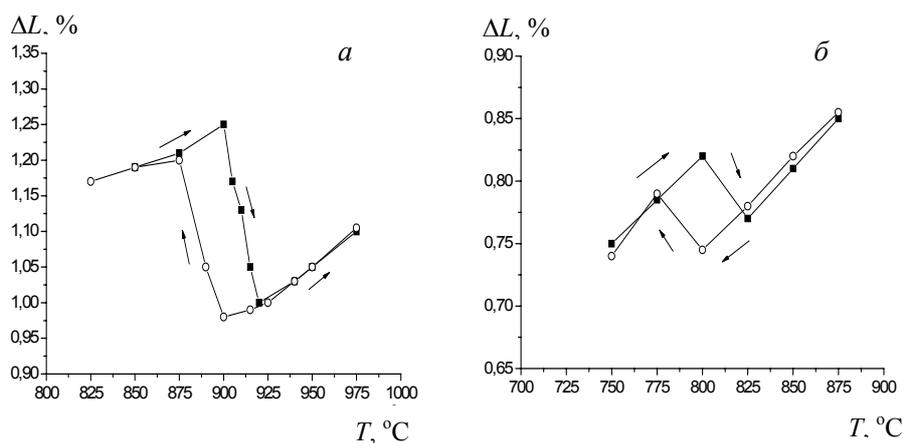


Рис. 1. Дилатограммы полиморфных превращений в Fe (а) и ВТ1-0 (б) при нагреве в отсутствие нагрузки.

образом дилатограмма для железа вполне удовлетворительно совпадает с известными “классическими” дилатограммами [4, 5]. Различие между максимальным удлинением образца при нагреве и минимальным удлинением при охлаждении в точке перехода $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ составляет $0,27\%$.

В технически чистом титане $\alpha \rightarrow \beta$ (ГПУ \rightarrow ОЦК)-превращение при нагреве начинается при $800 \pm 5\text{ }^{\circ}\text{C}$ и заканчивается при $825 \pm 5\text{ }^{\circ}\text{C}$; $\beta \rightarrow \alpha$ -превращение при охлаждении начинается при $800 \pm 5\text{ }^{\circ}\text{C}$ и заканчивается при $775 \pm 5\text{ }^{\circ}\text{C}$. То есть прямое и обратное превращения в технически чистом титане происходят в интервале температур $775\text{—}825\text{ }^{\circ}\text{C}$. Температурный диапазон превращений составляет $50\text{ }^{\circ}\text{C}$. Различие между максимальным удлинением образца при нагреве и минимальным удлинением при охлаждении в точке перехода $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ составляет $0,07\text{—}0,08\%$, что достаточно хорошо коррелирует с известными литературными данными [6].

Таким образом, в процессе нагрева без нагрузки как в железе, так и в титане наблюдается довольно слабое изменение длины образцов при полиморфном превращении. В железе уменьшение длины образцов примерно в 4 раза больше, чем в титане VT1-0. Следует отметить, что уменьшение длины образцов обоих металлов в данном случае происходит только за счет структурных изменений в металлах при полиморфном превращении.

Последующие измерения удлинения образцов в процессе нагрева проводили уже под нагрузкой в режиме испытания на ползучесть. Результаты этих исследований приведены на рис. 2. Общая деформация образцов включает в себя деформацию за счет нагрева, деформацию, вызванную приложением нагрузки, и деформацию ползучести в течение 15-минутной выдержки. На этих же графиках для сравнения приведена кривая $\Delta L(T)$ при нулевой нагрузке. Видно, что процесс деформации в Fe и VT1-0 существенно различен.

Если в железе при дилатометрических измерениях падение удлинения во время нагрева происходило начиная с температуры $900\text{ }^{\circ}\text{C}$, то под

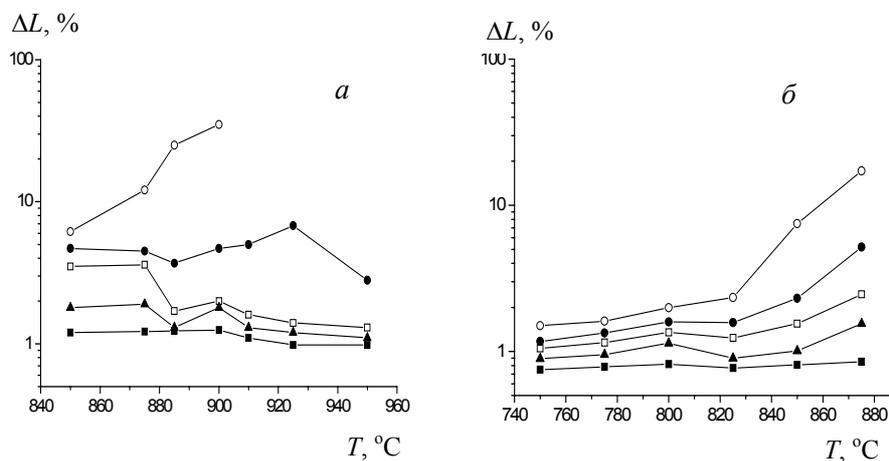


Рис. 2. Деформация образцов Fe (а) и VT1-0 (б) после 15-минутной выдержки в зависимости от температуры и приложенного напряжения (МПа): а — ■ — 0; ▲ — 1; □ — 5; ● — 10; ○ — 13; б — ■ — 0; ▲ — 1; □ — 1,5; ● — 2; ○ — 3.

нагрузкой первое падение ΔL отмечается раньше — при 875 °С. Далее фиксируется подъем ΔL до температуры 900 °С и затем кривые $\Delta L(T)$ под нагрузкой повторяют ход кривых $\Delta L(T)$ без нагрузки. Такая ситуация наблюдается при малых напряжениях 1 и 5 МПа. Повышение напряжения до 10 МПа существенно изменяет ход кривой $\Delta L(T)$. Падение ΔL при 875 °С сохраняется, однако начиная с 885 °С наблюдается увеличение ΔL до 925 °С, а после этой температуры вновь происходит падение ΔL до температуры 950 °С. Следует заметить, что падение ΔL начиная с 925 °С фиксируется и при более низких напряжениях, однако оно было незначительное и в данном масштабе координат почти незаметно. Таким образом, при повышенных напряжениях падения ΔL при 900 °С не происходит. Если сравнить эти результаты с данными рис. 1, а, то можно сделать вывод, что все аномальные изменения ΔL на рис. 2, а фиксируются в интервале температур 875—925 °С, в котором имеют место прямое и обратное $\alpha \leftrightarrow \gamma$ -превращения. Все эти эффекты обусловлены структурными изменениями при полиморфном превращении, однако природа этих изменений неизвестна. Уменьшение ΔL при температуре 950 °С, по-видимому, вызвано тем, что при этой температуре в железе окончательно завершился переход ОЦК в ГЦК решетку. Поскольку ГЦК решетка более прочная, чем ОЦК, деформация в ней будет меньше. Дальнейшее повышение приложенного напряжения до 13 МПа приводит к быстрой деформации железа в интервале температур 850—900 °С, то есть в области существования железа в α -фазе. При температуре 900 °С ΔL достигает 35—40% и продолжает стремительно возрастать, поэтому измерения при дальнейшем повышении температуры были затруднены.

В титане ВТ1-0 максимум на кривой $\Delta L(T)$, полученной при нагреве без нагрузки, приходится на 800 °С, а затем начинается уменьшение ΔL . Приложение нагрузки вначале способствует увеличению этого максимума. Следует отметить, что малые нагрузки стимулируют процесс полиморфного превращения в титане. Затем, по мере возрастания нагрузки, максимум уменьшается и при 3 МПа исчезает. Постепенно с увеличением нагрузки исчезает и провал на кривой $\Delta L(T)$ при 825 °С. В то же время начиная с 825 °С деформация титана все больше и больше возрастает с увеличением напряжения. При температуре 875 °С и нагрузке 3 МПа деформация достигает 20% и более и продолжает возрастать. Согласно рис. 1, б, после 825 °С кристаллическая структура титана имеет ОЦК решетку.

Таким образом, в титане, как и в железе, наибольшая пластическая деформация наблюдается тогда, когда они имеют ОЦК решетку. В железе это происходит до превращения ОЦК \rightarrow ГЦК, а в титане после превращения ГПУ \rightarrow ОЦК. Для того чтобы выяснить, за счет чего возникает эта высокая пластичность, были проведены испытания на ползучесть железа и титана в области температур полиморфного превращения. Для построения кривой ползучести в нагруженных образцах после достижения определенной фиксированной температуры проводили замеры длины через определенные интервалы времени в течение 15 мин. Как правило, кривая ползучести имела вид прямой линии, по наклону которой определяли скорость ползучести.

Изменение скорости ползучести при различных нагрузках за время выдержки 15 мин в интервале температур $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения показано на

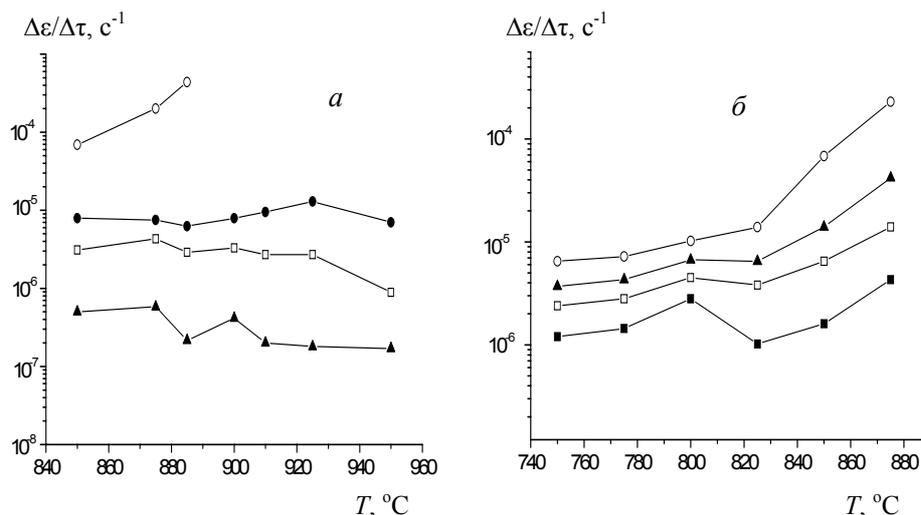


Рис. 3. Изменение скорости ползучести при различных нагрузках за время выдержки 15 мин и температурах полиморфного превращения. P , МПа: a — ▲ — 1; □ — 5; ● — 10; ○ — 13; b — ■ — 1; □ — 1,5; ▲ — 2; ○ — 3.

рис. 3. Общий вид кривых $\dot{\epsilon}(T)$ напоминает ход кривых $\Delta L(T)$. Основные anomальные изменения скорости ползучести в железе происходят в интервале температур 875—925 °C, что, очевидно, обусловлено непосредственно $\alpha \leftrightarrow \gamma$ -превращением. В сплаве ВТ1-0 anomальные изменения скорости ползучести наблюдаются в температурном интервале 775—825 °C. Интересно отметить, что anomальное изменение скорости ползучести в этих металлах происходит не в температурном интервале прямого полиморфного превращения, а в температурном интервале гистерезиса превращения при нагреве и охлаждении, хотя осуществлялся только нагрев. Этот факт свидетельствует о большой чувствительности структурных изменений при полиморфном превращении к приложенному напряжению.

При малых напряжениях в интервале температур гистерезиса превращения наблюдаются падения и подъемы скоростей ползучести, совпадающие с изменением ΔL в том же интервале температур на кривых дилатометрических измерений (см. рис. 1). Таким образом, малые напряжения как бы активируют структурные изменения при превращении. С повышением напряжения перепады скоростей ползучести в интервале температур гистерезиса исчезают. Следовательно, деформация за счет ползучести становится больше той, которая происходит в результате фазового превращения. Начиная с этой величины напряжения пластичность исследованных металлов определяется непосредственно деформацией ползучести. В железе большая пластичность наблюдается при нагрузке 10—13 МПа. Жаропрочность титана в области полиморфного превращения незначительная из-за высокой диффузионной подвижности атомов в титане [7], поэтому ползучесть в нем примерно с такой же скоростью, как и в железе, наступает при более низких напряжениях — 2—3 МПа.

При высоких напряжениях наибольшая скорость ползучести, также как и наибольшая пластичность, наблюдается, когда оба металла имеют ОЦК

решетку, что уже отмечалось. Попытки установить механизм ползучести, который контролирует ее скорость в данных условиях, не привели к однозначному результату. По данным рис. 3 определяли показатель степени n в уравнении $\dot{\epsilon}_y = A_2 \sigma^n \exp(-Q_c/kT)$ и энергию активации ползучести Q_c в железе и титане.

Показатель степени n для α -железа в температурной области 850—875 °С изменяется от 3,5 до 4,2. По величине показателя степени n можно было бы предположить, что механизмом, контролирующим скорость установившейся ползучести, является переползание краевых дислокаций [2]. Однако энергия активации ползучести Q_c , измеренная в этом же температурном интервале, равна 140 кДж/моль, что значительно меньше энергии активации самодиффузии в железе (251 кДж/моль) и даже меньше энергии активации диффузии по границам зерен (174 кДж/моль) [8]. Таким образом, данные по Q_c не дают возможности однозначно определить механизм ползучести железа в этой области температур. В температурной области существования γ -железа $n \approx 2$, а Q_c вообще трудно определить.

Для титана в интервале температур α -решетки 750—800 °С $n = 1$. Энергия активации ползучести Q_c в этом же интервале температур равна 83 кДж/моль, что близко к величине энергии активации диффузии по границам зерен в титане (97 кДж/моль) [8]. Такое сочетание двух параметров Q_c и n дает основание предположить, что механизмом ползучести титана в данных условиях является диффузия по границам зерен по модели Кобла [9]. После перехода титана в состояние с β -решеткой (ОЦК) при температуре 900 °С Q_c изменяется от 486,8 до 615 кДж/моль. Эти величины значительно превышают энергию активации самодиффузии титана в β -фазе (132 кДж/моль). Показатель степени n при этой же температуре равен 3,5. Аномально высокое значение Q_c не позволяет однозначно определить механизм ползучести титана в β -фазе, однако величина показателя степени n указывает на то, что это, по-видимому, дислокационные механизмы.

Проведенный анализ механизмов ползучести железа и титана показывает, что в той температурной области, где оба металла имеют ОЦК решетку (α -железо и β -титан), значения показателя степени n примерно одинаковы, хотя энергии активации ползучести Q_c имеют аномальные значения. Можно предположить, что и механизм ползучести у них тоже будет одинаков. По всей видимости, это дислокационный механизм деформации в сложных условиях перестройки одной кристаллической решетки в другую.

Выводы

Высокая пластичность железа и титана ВТ1-0 при полиморфном превращении обусловлена ускоренной ползучестью металлов в условиях перестройки кристаллической структуры из одного типа решетки в другой. Высокая пластичность проявляется в более слабом, в отношении деформации, типе кристаллической решетки — объемно центрированной кубической решетке. В железе ускоренная ползучесть наблюдается до полиморфного превращения, а в титане ВТ1-0 — после.

1. Гуляев А. П. Сверхпластичность стали. — М.: Металлургия, 1982. — 56 с.

2. *Иванов И. Г., Наги М. Р., Рябинина Е. З., Семенов В. Е.* Кинетические особенности пластической деформации железа при фазовом $\gamma \rightarrow \alpha$ -переходе // Физика металлов и металловедение. — 1978. — **46**, № 1. — С. 162—166.
3. *Пуарье Ж.-П.* Ползучесть кристаллов. — М.: Мир, 1988. — 285 с.
4. *Пименов В. А., Эстрин Э. И.* Механические свойства железа вблизи $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения // Физика металлов и металловедение. — 2005. — **99**, № 2. — С. 100—104.
5. *Курдюмов Г. В., Утевский Л. М., Энтин Р. И.* Превращения в железе и стали. — М.: Наука, 1977. — 238 с.
6. *Соломенков В. А., Глазков В. П., Блантер М. С.* Тепловые колебания и полиморфный $\alpha \rightarrow \beta$ -переход в лантане // Физика металлов и металловедение. — 2006. — **101**, № 2. — С. 177—183.
7. *Журавльов А. Х., Івасишин О. М., Куліш М. П. та ін.* Дифузія в анізотропних ГЦУ кристалах та її вплив на високотемпературну деформацію // Металлофиз. новейшие технологии. — 2005. — **27**, № 7. — С. 1001—1009.
8. *Фрост Г. Дж., Эшби М. Ф.* Карты механизмов деформации. — Челябинск: Металлургия, 1989. — 328 с.
9. *Пищак В. К., Моисеева И. В., Краинец П. Н.* Высокотемпературная прочность и физические свойства технически чистого титана ВТ1-0 // Металлофиз. новейшие технологии. — 2001. — **23**, № 9. — С. 1243—1257.