

УДК 669.017:53+669.74+669.3

ТЕХНИЧЕСКАЯ ФИЗИКА

Е. З. ВИНТАЙКИН, В. А. УДОВЕНКО, А. И. БИЧИНАШВИЛИ,
Д. Ф. ЛИТВИН

**ОБРАТИМОЕ ИЗМЕНЕНИЕ ФОРМЫ ТЕЛА ПРИ ПРЯМОМ
И ОБРАТНОМ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ В СПЛАВАХ
МАРГАНЕЦ — МЕДЬ**

(Представлено академиком Г. В. Курдюмовым 22 XI 1974)

Способность к восстановлению формы при нагревании деформированных сплавов, обладающих термоупругим мартенситным превращением, детально исследована в многочисленных работах и широко обсуждена в обзорах (¹⁻³), посвященных эффекту «памяти формы». Значительно меньше внимания уделено другой стороне эффекта «механической памяти» — свойству самопроизвольного изменения формы тела при прямом мартенситном превращении, которое в совокупности со способностью восстановления формы образует не менее полезное качество — обратимое изменение формы тела при циклическом изменении температуры. Показано (⁴), что под действием приложенных внешних напряжений в процессе прямого мартенситного превращения может происходить деформация, которая исчезает, полностью или частично, при обратном мартенситном превращении. Самопроизвольная деформация (в отсутствие внешних напряжений) при прямом мартенситном превращении наблюдалась на сплавах никель — титан (^{5, 6}). В настоящей работе обнаружено и исследовано свойство самопроизвольного изменения формы тела при прямом и обратном мартенситном превращении на сплавах марганец — медь.

Сплавы Mn—Cu, с содержанием марганца больше 70%, закаленные из γ -области, испытывают термоупругое мартенситное превращение (г.д.к. $\rightarrow$ г.д.т.), являющееся одновременно антиферромагнитным. В результате образуется двойниковая структура с плоскостью двойникования {110}, так что соседствующие кристаллы-двойники имеют почти взаимно перпендикулярные оси тетрагональности. В закаленных сплавах с мартенситной структурой наблюдалось восстановление формы при нагреве деформированного образца (⁷).

Исследованный сплав (84,2% Mn, ост. Cu) выплавлен индукционным способом из рафинированных марганца и меди под криолитовым шлаком. Слиток был прокован и прокатан в полосу толщиной 1 мм, из которой были вырезаны образцы для рентгеновского исследования и изучены деформации при мартенситном превращении.

Температуры начала и конца прямого и обратного мартенситного превращения определены рентгеновским методом, на излучении $\text{Cr } K_{\alpha}$ на дифрактометре по тетрагональному расщеплению отражений 200 и 220; $M_s=95^{\circ}$, $M_f=40^{\circ}$ С. Гистерезис для сплавов Mn—Cu крайне мал, и точки начала и конца обратного мартенситного превращения с точностью до 2–3° совпадали соответственно с M_f и M_s . Характерной особенностью мартенсита в сплавах марганец — медь является существенная зависимость степени тетрагональности решетки от температуры, свойственная антиферромагнетикам. Зависимость параметров решетки для исследованного сплава, определенная по отражениям 200, 002, 220, 202, приведена на рис. 1.

Полоски сплава $60 \times 4 \times 1$ мм³ были закреплены на цилиндрических оправках различного радиуса, нагреты до 850° и закалены в воде. При

комнатной температуре они распрямлялись либо до плоской формы, либо перегибались в противоположную сторону под определенным радиусом. За меру деформации была принята средняя величина относительных удлинения ϵ_1 , и сокращения ϵ_2 противоположных поверхностей пластины при ее изгибе *. Эта деформация определяется радиусами кривизны

$$\frac{\Delta l}{l} = \frac{\epsilon_1 + \epsilon_2}{2} = \frac{d}{2} \left(\frac{1}{R_n} - \frac{1}{R_k} \right),$$

где d — толщина пластины, R_n , R_k — начальный и конечный радиусы изгиба. После деформирования при комнатной температуре, пластины закреплялись одним концом в держателе; измеряли перемещение свободного конца при понижении и повышении температуры. Результаты одного из опытов приведены на рис. 2.

При понижении температуры пластина самопроизвольно деформируется в направлении, совпадающем по знаку с предварительной пластической деформацией при комнатной температуре. При повышении температуры пластина выгибается в противоположную сторону; эта деформация известна как восстановление формы. При температуре 140° несколько превышающей температуру конца обратного мартенситного превращения в недеформированных образцах, восстановление формы практически прекращается. Как видно из рис. 2, происходит только частичное восстановление формы. При понижении температуры пластина самопроизвольно деформируется, стремясь к той форме, которая была ей придана при комнатной температуре, однако ее не достигает. При дальнейших циклических изменениях температуры, сколько бы они не проводились, изгиб пластины происходит обратимо по кривой 3 (рис. 2) с очень малым гистерезисом ($\sim 1^\circ$).

Считается общепризнанным, что уникальные механические свойства термоупругого мартенсита такие, как восстановление формы, сверхупругость, высокая демпфирующая способность, обусловлены подвижной двойниковой структурой, которая под действием напряжений легко изменяется, обеспечивая существенную деформацию без скольжения. В сплавах Mn—Cu, находящихся в мартенситном состоянии, система двойников также легкоподвижна. Об этом говорит высокий уровень внутреннего трения и электронно-микроскопические наблюдения (^{8, 9}). Поэтому под действием приложенных напряжений в мартенсите должна происходить деформация

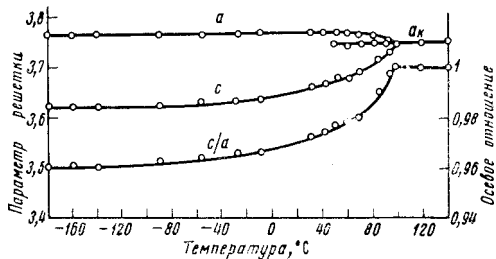


Рис. 1. Температурная зависимость параметров решетки исследованного сплава Mn—Cu с 84,2% Mn

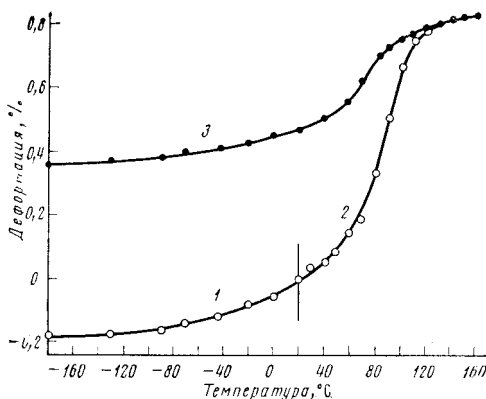


Рис. 2. Изгиб пластинки закаленного сплава Mn—Cu с 84,2% Mn при охлаждении и нагревании; предварительная деформация при комнатной температуре $\Delta l/l = 1,5\%$

* Как будет видно из дальнейшего изложения, $\epsilon_1 \neq \epsilon_2$.

путем двойникования, однако, как будет показано ниже, в поликристаллическом материале эта деформация должна всегда сопровождаться обычной деформацией путем скольжения.

Из рис. 3 видно, что при сжимающих напряжениях σ_1 в направлении * [001] за счет движения двойниковых границ внутрь неблагоприятно расположенных двойников А может происходить сокращение длины в указанном направлении. Если по каким-либо причинам новые двойниковые границы окажутся зафиксированными, то после снятия нагрузки сокращение

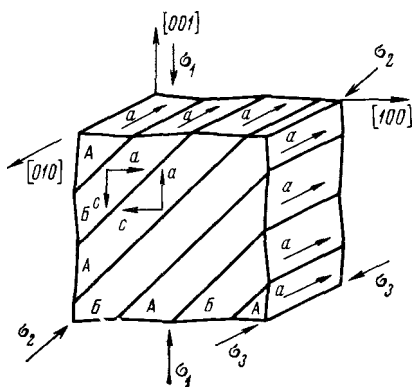


Рис. 3

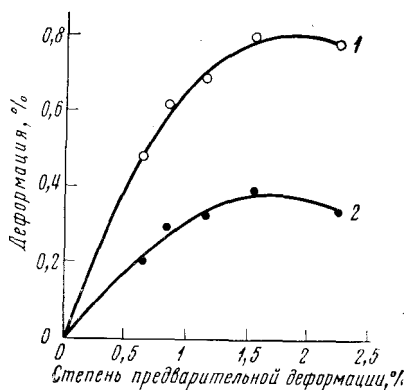


Рис. 4

Рис. 3. Колония мартенситных кристаллов с плоскостью двойникования (101)

Рис. 4. Величина деформации восстановления (1) и обратимого изменения (2) формы тела в зависимости от степени предварительной (формирующей) деформации

длины будет воспринято как пластическая деформация, наибольшая величина ее равна $\frac{1}{2}(1-c/a)$. При действии напряжений σ_2 по [111] деформация за счет переориентировки мартенситных кристаллов невозможна, так как при любом из трех возможных направлений оси c длина в указанном направлении одинакова. Далее, сжимающие напряжения в направлении [010] могут привести к деформации (наибольшая ее величина $(1-c/a)$, растягивающие — не могут. Из кристаллографического рассмотрения явствует существенно различная способность к восприятию макродеформации отдельными колониями двойников. В неблагоприятно ориентированных колониях пластическая деформация возможна только путем скольжения, вероятно, по обычной системе для г.д.к.-структуры — $\{111\} \langle 110 \rangle$. Следует отметить, что благодаря тому, что деформация скольжением всегда сопутствует деформации двойникованием, создаются условия закрепления двойниковых границ в новом положении.

Наличие в мартенситной структуре кристаллов, деформированных путем скольжения, обуславливает свойства обратимого изменения формы тела. При повышении температуры в процессе обратного мартенситного превращения происходит восстановление формы только в тех областях, где пластическая деформация осуществлялась переориентировкой мартенситных кристаллов. Кристаллы, деформированные путем скольжения, препятствуют восстановлению формы образца. В итоге происходит только частичное восстановление формы, а в г.д.к.-структуре появляются очаги внутренних напряжений, которые способны вызвать направленное мартенситное превращение при понижении температуры. В результате образец сплава приобретает способность самопроизвольной деформации и при прямом мартенситном превращении (рис. 2, 3).

* Мы пользуемся кубическими координатами, так как в мартенситной структуре тетрагональные оси лишь на несколько градусов отклонены от осей исходной г.д.к.-фазы.

Наличие внутренних микронапряжений в деформированном образце, претерпевшем обратное мартенситное превращение, подтверждено рентгенографически. Ширина всех линий на дифрактограмме у деформированных образцов явно больше, чем у не деформированных.

Как уже упоминалось, изменение формы деформированного при комнатной температуре образца происходит и при понижении температуры до азотной, т.е. в диапазоне, где нет никаких фазовых превращений (рис. 2, 1). Такое поведение сплава понятно, если принять во внимание температурную зависимость параметров г.ц.т.-решетки, представленную на рис. 1. Пластическая деформация при комнатной температуре меняет мартенситную структуру так, что возникает мартенситная текстура — тетрагональная ось c преимущественно ориентируется по направлению сжимающих напряжений и перпендикулярно к направлению растягивающих, т.е. по обеим сторонам изогнутой пластинки формируется материал с разными коэффициентами линейного расширения. Очевидно, начальная стадия процесса восстановления формы (рис. 2, 2) также связана с увеличением параметра c и с уменьшением a при повышении температуры.

На рис. 4 представлены зависимости степени восстановления и обратимого изменения формы тела от величины пластической деформации при комнатной температуре, которая формирует указанные свойства. Видно, что деформация восстановления формы $(\Delta l/l)_в$ и деформация, наблюдающаяся при циклическом изменении температуры от 20° до 140° имеет максимум при степени формирующей деформации $(\Delta l/l)_ф$, равной 1,5–2,0%. Из изложенных представлений о структурном механизме формирования свойств восстановления и обратимого изменения формы тела следует, что мартенсит в сплавах Mn—Cu путем двойникования не может деформироваться более, чем на $(1-c/a)$ при сжатии и на $1/2(1-c/a)$ при растяжении даже при благоприятной ориентировке кристаллов. Как видно из рис. 4, именно при такой степени формирующей пластической деформации имеется максимум свойств. Дальнейшая деформация вызывает скольжение во всех мартенситных кристаллах и приводит к ухудшению свойств, по-видимому, за счет появления хаотически распределенных внутренних напряжений, всегда сопровождающих обычную пластическую деформацию.

Институт металловедения и физики металлов
Центрального научно-исследовательского
института черной металлургии им. И. П. Бардина
Москва

Поступило
5 XI 1974

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

- ¹ Б. А. Анаев, Б. И. Вороненко, Металловед. и термич. обработка металлов, № 1, 24 (1973). ² C. M. Wayman, K. Shimizu, Metal Sci. J., v. 5, 433 (1971). ³ J. Perkins, Met. Trans., v. 4, 2709 (1973). ⁴ И. А. Арбузова, Л. Г. Хандрос, Сб.: Вопросы физики металлов и металловедения, № 18, Киев, 1964. ⁵ W. J. Buehler, J. V. Gilfrich, R. C. Wiley, J. Appl. Phys., v. 34, 1475 (1963). ⁶ Л. А. Соловьев, В. Н. Хачин, Физ. мет. и металловед., т. 37, 1095 (1974). ⁷ Е. М. Савицкий, Г. С. Бурханов, И. М. Заливин, ДАН, т. 204, № 3, 593 (1972). ⁸ A. V. Siefert, F. T. Worrell, J. Appl. Phys., v. 22, 1257 (1951). ⁹ E. P. Butler, P. M. Kelly, Trans. AIME, v. 242, № 10, 2099 (1968)