

3, рассчитанные для Mg—Du во втором и третьем вариантах, близки и расположены правее кривой 1. По величине значения $V(r)$ на первой координационной сфере во втором и третьем вариантах счета значительно больше значения, полученного в первом варианте, по знаку все они положительны. Положительный знак $V(r)$ на первой координационной сфере говорит о ближайшем соседстве атомов разного сорта.

Таким образом, в данной работе экспериментально установлено существование ближнего порядка в сплаве Mg—3,4 ат. % Du, определена характеристическая температура сплава, рассчитаны параметры ближнего порядка для шести координационных сфер. Получено согласие между теоретически рассчитанными энергиями упорядочения и экспериментально установленным ближним порядком в исследованном сплаве.

ЛИТЕРАТУРА

1. Генчева Д. С., Кацнельсон А. А., Рохлин Л. Л. // ФММ. 1981. 51, № 4. С. 788.
2. Тахир Аббас. Исследование фазовых превращений в сплавах никель—иридий, магний—гольмий и магний—тербий: Дис. ... канд. физ.-мат. наук. М. (МГУ), 1981.
3. Блатт Ф. Физика электронной проводимости в твердых телах. М., 1971.
4. Ашкрофт Н., Мермин Н. Физика твердого тела. 1979. Т. 1.
5. Кацнельсон А. А., Попова И. И. // Изв. вузов. Физика. 1974. 5. С. 132.
6. Katsnelson A. A., Silonov V. M., Farid A. Khwaja // Phys. Stat. Solidi (b). 1979. 91. P. 11.
7. Solt G., Kollar J. // Ibid. 1975. 71. P. 769.
8. Рохлин Л. Л. Магниево-сплавов, содержащие редкоземельные металлы. М., 1980.
9. Upadhyaya J. C., Animalu A. O. E. // Phys. Rev. 1977. B15, N 4. P. 1867.

Поступила в редакцию
24.05.95

ВЕСТН. МОСК. УН-ТА. СЕР. 3, ФИЗИКА. АСТРОНОМИЯ. 1995. Т. 36, № 5

УДК 669.24:669.25

ГИСТЕРЕЗИС МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ $B2 \rightarrow R$ В НЕОДНОРОДНЫХ ТВЕРДЫХ РАСТВОРАХ СИСТЕМЫ $TiNi-V$

А. Г. Хунджуа

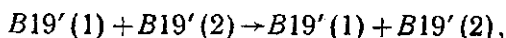
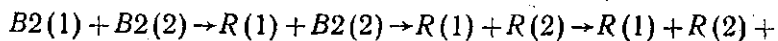
(кафедра физики твердого тела)

Показано, что в неоднородных твердых растворах системы $TiNi-V$, формирующихся в результате распада метастабильной $B2$ -фазы в процессе естественного старения сплавов, имеет место аномальный температурный гистерезис превращения $B2 \rightarrow R$.

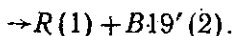
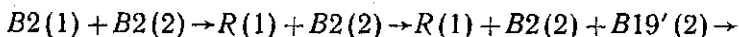
В работах [1, 2] были изучены мартенситные превращения в метастабильных твердых растворах $Ti_{48}Ni_{48}V_4$ и $Ti_{46}Ni_{46}V_8$, полученных при сверхбыстрой кристаллизации, и изменения характеристик прямого мартенситного превращения при естественном старении сплавов. Было установлено, что естественное старение вызывает расслоение $B2$ -фазы на два изоморфных твердых раствора: $B2(1)$ и $B2(2)$, отличающихся составом или типом упорядочения, для каждого из которых характерна своя последовательность мартенситных превращений. В результате экспериментально наблюдаемая последовательность превращений представляет собой в первом приближении суперпозицию

двух последовательностей, протекающих в твердых растворах $B2(1)$ и $B2(2)$. После трех лет естественного старения последовательности превращений при охлаждении до 5 К принимают вид

для сплава $Ti_{48}Ni_{48}V_4$



для сплава $Ti_{46}Ni_{46}V_8$



В настоящей работе продолжается исследование этих же сплавов и изучаются характеристики обратного мартенситного превращения и гистерезисные свойства, которые также меняются в процессе естественного старения сплавов. Характеристические мартенситные точки определялись методом низкотемпературной рентгеновской дифрактометрии в интервале температур 5–300 К. Полученные экспериментальные данные сведены в таблицу.

Поскольку оба твердых раствора, $B2(1)$ и $B2(2)$, сформировавшихся в процессе естественного старения, испытывают мартенситные превращения, теми же цифрами 1 и 2 проиндексированы и соответствующие характеристические точки: $T_R'(1)$ и $T_R'(2)$ — температуры

Характеристические точки мартенситных превращений

Состав сплава и продолжительность естественного старения	$T_R'(1)$, К	$T_R''(1)$, К	$M_s(2)$, К	$A_f(2)$, К
$Ti_{48}Ni_{48}V_4$ (3 года)	270	250	235	245
$Ti_{48}Ni_{48}V_4$ (6 лет)	285	265	240	255
$Ti_{46}Ni_{46}V_8$ (3 года)	255	235	210	225
$Ti_{46}Ni_{46}V_8$ (6 лет)	270	240	220	230

Примечание: Для сплава $Ti_{48}Ni_{48}V_4$ точность эксперимента недостаточна, чтобы различить точки $M_s(1)$ и $M_s(2)$.

прямого перехода ($B2 \rightarrow R$) при охлаждении; $T_R''(1)$ и $T_R''(2)$ — температуры обратного перехода ($R \rightarrow B2$) при нагреве; $M_s(1)$ и $M_s(2)$ — температуры начала превращения в моноклинный мартенсит $B19'$; $A_f(1)$ и $A_f(2)$ — температуры конца обратных превращений моноклинного мартенсита $B19'$ в фазы $B2$ или R .

Наибольший интерес вызывает тот факт, что в обоих сплавах T_R' лежит выше, чем T_R'' и, следовательно, имеет место аномальный температурный гистерезис превращения $B2 \rightarrow R$: восстановление структуры высокотемпературного состояния при нагреве происходит не с запаздыванием относительно прямого превращения, а с опережением. Аномальный температурный гистерезис можно обнаружить путем сопоставления серии дифрактограмм, снятых в процессах охлаждения и нагрева. На рис. 1 приведены фрагменты таких дифрактограмм

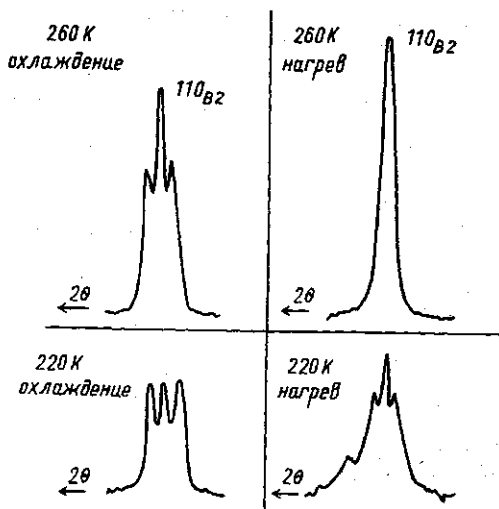


Рис. 1. Фрагменты дифрактограмм сплава $Ti_{46}Ni_{46}V_8$ (6 лет естественного старения), снятые в процессе охлаждения и нагрева

сплава $Ti_{46}Ni_{46}V_8$ после 6 лет естественного старения, снятых в процессе охлаждения (слева), и при тех же температурах в процессе нагрева (справа); нижняя температура цикла $T_{II}=5$ К.

Ранее аномальный температурный гистерезис превращения $B2 \rightarrow R$

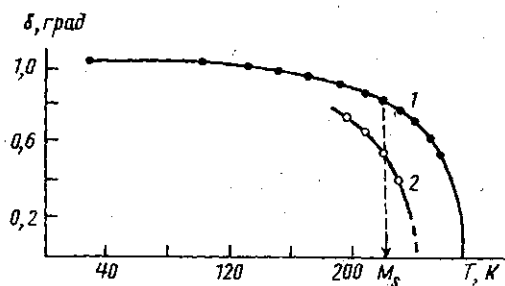


Рис. 2. Температурная зависимость угла ромбоэдрического искажения δ для сплава $Ti_{46}Ni_{46}V_8$ (6 лет естественного старения): 1 — охлаждение, 2 — нагрев

(существенно меньшей величины) наблюдался в двух- и трехкомпонентных сплавах на основе никелида титана, закаленных из твердого состояния и отожженных при 623 К [3]. В работе [3], выполненной на монокристаллах, переход $B2 \rightarrow R$ фиксировался по появлению или исчезновению характерных для R -мартенсита рефлексов типа «1/3». Такая методика обеспечивает предельно высокую точность определения точек T_R' и T_R'' , ограниченную лишь стабильностью температуры кристалла при рентгеновской съемке. Однако при этом гистерезис превращения выявляется лишь по положению двух точек: T_R' и T_R'' , а методика настоящей работы позволила получить температурную зависимость угла ромбоэдрического искажения решетки R -мартенсита, на которой видна вся гистерезисная петля переходов $B2 \rightarrow R$, $R \rightarrow B2$ (рис. 2). На рис. 2 стрелкой показано положение точки M_s для данного сплава; следует отметить, что лишь при переохлаждении ниже M_s может реализоваться аномальный температурный гистерезис. Если прервать охлаждение при температуре выше M_s и приступить к нагреву, то переход $R \rightarrow B2$ обратим и осуществляется без гистерезиса.

Для реализации аномального температурного гистерезиса во втором и последующих циклах изменения температуры «охлаждение до T_{II} — нагрев до T_I » важна не только нижняя температура цикла T_{II} ($T_{II} < M_s$), но и верхняя T_I . По окончании первого цикла при $T_I > T_R'$, T_R'' сплавы имеют $B2$ -структуру. Повторное охлаждение приводит к неоднозначным результатам: в случае перегрева на $\Delta T = T_I - T_R' \approx 100$ К во втором цикле T_R' в пределах точности эксперимента совпадает с T_R' для первого цикла, а при незначительном перегреве на $\Delta T \approx 10-20$ К переход $B2 \rightarrow R$ во втором цикле не наблюдается вплоть до T_R'' . Такие результаты получаются, когда второй цикл охлаждения по времени следует непосредственно за первым. Как было установлено в настоящей работе, для сплава $Ti_{46}Ni_{46}V_8$ (естественное старение 6 лет) вылеживание в течение суток при комнатной температуре ($\Delta T \approx$

$\approx 20^\circ\text{K}$) полностью восстанавливает характеристики перехода $B2 \rightarrow R$, в частности значение T_R' . Такая взаимозаменяемость временного и температурного факторов для восстановления характеристик мартенситного превращения свидетельствует о причастности к этим явлениям релаксационных процессов, приводящих к восстановлению дефектной структуры $B2$ -фазы, нарушенной при превращении в моноклинный мартенсит $B19'$ в первом цикле.

Сопоставление результатов экспериментального исследования мартенситных превращений в настоящей работе и в работах [1, 2] дает основание утверждать, что аномальный температурный гистерезис превращения $B2 \rightarrow R$ реализуется в неоднородных твердых растворах с расслоением высокотемпературной $B2$ -фазы.

ЛИТЕРАТУРА

1. Илюшин А. С., Хунджуа А. Г., Муслим М. М. // Вестн. Моск. ун-та. Физ. Астрон. 1994. 35, № 3. С. 90.
2. Илюшин А. С., Кокоев Г. Н., Хунджуа А. Г., Осипов Э. К. // Металлы. 1989. № 5. С. 115.
3. Хунджуа А. Г., Захарова М. И., Кокоев Г. Н. // Металлофизика. 1988. 10, № 6. С. 14.

Поступила в редакцию
20.01.95

ВЕСТН. МОСК. УН-ТА. СЕР. 3, ФИЗИКА. АСТРОНОМИЯ. 1995. Т. 36, № 5

АСТРОНОМИЯ

УДК 521.9:521.91

О ДВИЖЕНИИ ЦЕНТРА МАСС ЗЕМЛИ, ОБУСЛОВЛЕННОМ ГЛОБАЛЬНЫМ ИЗМЕНЕНИЕМ ЕЕ ДИНАМИЧЕСКОГО СТРОЕНИЯ И ПРИЛИВНЫМИ ДЕФОРМАЦИЯМИ

Ю. В. Баркин
(ГАНШ)

На основе простейшей модели изменяемой Земли изучается смещение ее центра масс по отношению к характерной точке на оси Земли, для которой коэффициент третьей зональной гармоники геопотенциала равен нулю. Вследствие глобального изменения динамического строения Земли скорость векового смещения ее центра масс по направлению к Северному полюсу может достигать 2 см/век. Основное периодическое движение центра масс, обусловленное приливной деформацией Земли, характеризуется амплитудой 8,9 см и периодом 27,32 сут.

На глобальное изменение динамического строения Земли указывают полученные на основе лазерных наблюдений спутников Лагос и Эталон вековые вариации параметров гравитационного поля Земли [1–3] (таблица).

Параметры J_2 , J_3 и расчетные значения скорости $\dot{z}_C$

Авторы, год	$J_2 \cdot 10^8, \frac{1}{\text{век}}$	$J_3 \cdot 10^8, \frac{1}{\text{век}}$	$\dot{z}_C, \frac{\text{см}}{\text{век}}$
Yoder et al., 1983	$-3,0 \pm 0,3$	$-1,0$	1,96
Cheng et al., 1989	$-2,5 \pm 0,1$	$-0,1 \pm 0,3$	$0,21 \pm 0,59$
Marchenko, 1992	$-2,7 \pm 0,7$	$-0,1 \pm 0,6$	$0,21 \pm 1,18$
То же	$-2,74 \pm 0,20$	$-0,91 \pm 0,23$	$1,80 \pm 0,46$