

## ОСОБЕННОСТИ ТЕРМОУПРУГИХ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ, СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ БИНАРНЫХ И ТРОЙНЫХ В2-СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ СИСТЕМ Ni-Mn И Ni-Al

Белослудцева Е.С., Куранова Н.Н., Пушин В.Г. Стукалов В.Ю.

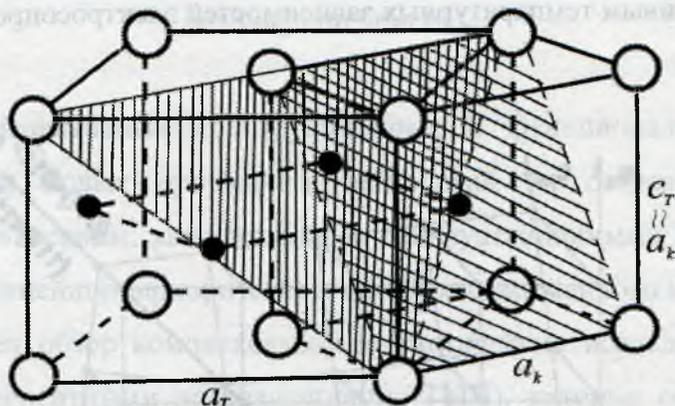
*Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия*

*ebelosludceva@mail.ru*

В работе методами сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии, дифракции рентгеновских лучей и электронов, резистометрии и дилатометрии в широком интервале температур и составов исследованы В2-сплавы на основе систем Ni-Mn, Ni-Al. Данные сплавы как бинарные, так и многие тройные испытывают сдвиговое термоупругое мартенситное превращение (ТМП)  $B2 \rightarrow L1_0$ . Так, в сплавах Ni – Co – Al, в которых никель частично замещен кобальтом, мартенситное превращение в Ni – Co – Al сплавах обладает всеми характерными закономерностями и особенностями, что и ТМП в бинарных сплавах Ni – Al. В сплаве 58 ат. % Ni – 10 ат. % Co – 32 ат. % Al, сильно пересыщенном никелем, наблюдается интенсивный процесс формирования сверхструктуры  $Ni_5Al_3$ , тогда как в сплаве 50 ат. % Ni – 14 ат. % Co – 36 ат. % Al, закаленном и отпущенном в тех же условиях, образование сверхструктуры высокого ранга не наблюдается ни в  $\beta$  – фазе ни в кристаллах мартенсита. Пересыщенные никелем Ni – Co – Al сплавы с исходной структурой мартенсита при нагреве испытывают обратное мартенситное превращение  $L1_0 \rightarrow B2$ , протекающее в два этапа: частично в низкотемпературной, частично в области высоких температур. При последующем охлаждении от температур, лежащих в интервалах превращений, возможен прямой сдвиговой переход  $B2 \rightarrow L1_0$ .

В данных сплавах ТМП реализуется в результате сдвиговой перестройки кристаллической решетки, при этом всегда наблюдается двойникование, что, по нашему мнению, является результатом аккомодации упругих напряжений, возникающих при фазовом переходе. Инвариантная плоскость в данном случае  $\{110\}_{B2} \parallel \{111\}_{L1_0}$ . При чем мартенситную фазу можно рассматривать с двух позиций ОЦТ и ГЦТ (рис. 1). Исходя из данной точки зрения, можно построить модель смещения атомов, которое происходит в процессе ТМП. Сдвиг атомов происходит в направлении, параллельном  $\langle 011 \rangle$  и плоскости  $\{011\}$  в базисе ОЦТ. По этой же системе сдвига происходит двойникование (рис. 2).

В сплавах NiMn мартенситное превращение происходит при высоких температурах ~1000 К. Однако, легируя данный сплав алюминием и титаном можно значительно снизить температуру (см. табл.). Структурные типы мартенситных фаз изменяются как в зависимости от содержания легирующего элемента в сплаве, так и от скорости охлаждения. При изменении содержания алюминия или титана в сплавах имеют место разные последовательности МП.



**Рисунок 1.** Схема перестройки решетки сплава Ni<sub>50</sub>Mn<sub>50</sub> при мартенситном превращении  $\{110\}_{B2} \parallel \{111\}_{L10}$  и  $\langle 011 \rangle_{B2} \parallel \langle 11\bar{2} \rangle_{L10}$

Мартенситные превращения можно представить в виде схемы B2 ↔ NM, где N – количество плотноупакованных плоскостей. Увеличение содержания Al в сплаве на основе NiMn приводит к изменению типов мартенситных структур при комнатной температуре: Ni<sub>50</sub>Mn<sub>50</sub> и Ni<sub>50</sub>Mn<sub>45</sub>Al<sub>5</sub> – 2M (L1<sub>0</sub>); Ni<sub>50</sub>Mn<sub>40</sub>Al<sub>10</sub> – 2M+10M; Ni<sub>50</sub>Mn<sub>32</sub>Al<sub>18</sub> – 10M+14M. Фазовый состав в сплавах NiMn, легированных титаном также изменяется: Ni<sub>50</sub>Mn<sub>45</sub>Ti<sub>5</sub> – 2M+10M; Ni<sub>50</sub>Mn<sub>40</sub>Ti<sub>10</sub> – 10M+12M; Ni<sub>50</sub>Mn<sub>35</sub>Ti<sub>15</sub> и Ni<sub>50</sub>Mn<sub>30</sub>Ti<sub>20</sub> – B2+4H. В B2-сплавах системы Ni – Al дополнительной мартенситной фазой является 7R-мартенсит.

	Состав	Ms, К	Mf, К	As, К	Af, К	Δ=Ms-Mf, К
1	Ni <sub>50</sub> Mn <sub>50</sub>	970	920	970	1020	50
2	Ni <sub>50</sub> Mn <sub>45</sub> Al <sub>5</sub>	800	780	790	840	20
3	Ni <sub>50</sub> Mn <sub>40</sub> Al <sub>10</sub>	640	610	630	680	30
4	Ni <sub>50</sub> Mn <sub>32</sub> Al <sub>18</sub>	510	460	500	550	50
5	Ni <sub>50</sub> Mn <sub>47</sub> Ti <sub>3</sub>	820	780	840	880	40
6	Ni <sub>50</sub> Mn <sub>40</sub> Ti <sub>10</sub>	520	450	460	540	70

7	Ni <sub>50</sub> Mn <sub>35</sub> Ti <sub>15</sub>	270	170	220	300	100
8	Ni <sub>63,5</sub> Al <sub>36,5</sub>	300				10
9	Ni <sub>65</sub> Al <sub>35</sub>	370				
10	Ni <sub>50</sub> Al <sub>36</sub> Co <sub>14</sub>	320	250	270	320	70

Температуры мартенситного превращения сплавов определялись методом двух касательных по кривым температурных зависимостей электросопротивления.

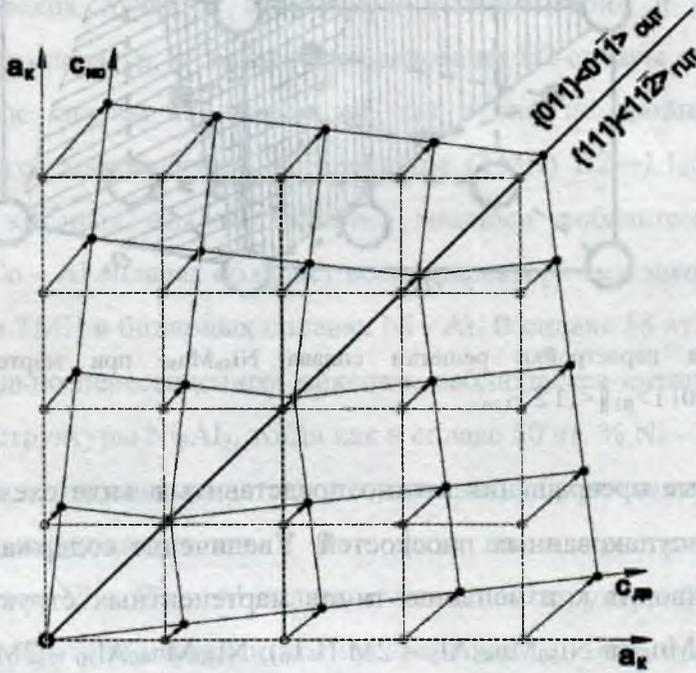


Рисунок 2. Схема сдвигов, приводящих к образованию двойникового тетрагонального мартенсита (○ – положение атомов в B2-фазе; ● – положение атомов в решетке мартенсита сплава Ni<sub>50</sub>Mn<sub>50</sub>)

Работа выполнена при поддержке молодежного проекта ФАНО 14-2-НП-30, РФФИ (№ 14-02-00379) и Президиума РАН (№ 12-П-2-1060).

6	Ni <sub>50</sub> Mn <sub>35</sub> Ti <sub>15</sub>	270	170	220	300	100
7	Ni <sub>63,5</sub> Al <sub>36,5</sub>	300				10
8	Ni <sub>65</sub> Al <sub>35</sub>	370				
9	Ni <sub>50</sub> Al <sub>36</sub> Co <sub>14</sub>	320	250	270	320	70