

ТЕЗИСЫ ДОКЛАДОВ

МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ

**«Физическая мезомеханика.
Материалы с многоуровневой иерархически
организованной структурой и интеллектуальные
производственные технологии»,**

посвященная 90-летию со дня рождения
основателя и первого директора ИФПМ СО РАН
академика Виктора Евгеньевича Панина

в рамках
**Международного междисциплинарного симпозиума
«Иерархические материалы: разработка и приложения
для новых технологий и надежных конструкций»**

**5–9 октября 2020 года
Томск, Россия**

Томск
Издательство ТГУ
2020

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ПРОЯВЛЕНИЯ СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТИ В СОСТАРЕННЫХ МОНОКРИСТАЛЛАХ СПЛАВА CoNiAl

Янушоните Э.И., Ефтифеева А.С., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И.

НИ Томский государственный университет, Томск

В сплавах с эффектом памяти формы (ЭПФ) выделение когерентных дисперсных частиц вторичной фазы приводит к созданию естественных нанокмозитов, в которых матрица испытывает термоупругие мартенситные превращения (МП), а частицы, имея другую, отличную от матрицы кристаллическую структуру, деформируются только упруго. В таких нанокмозитах за счет изменения размера частиц и их объемной доли можно варьировать в широких пределах характеристические температуры МП, величину температурного и механического гистерезиса, температурный интервал проявления ЭПФ и сверхэластичности (СЭ) [1]. Сплав CoNiAl является одним из перспективных ферромагнитных материалов с термоупругим B2-L1₀ МП, испытывающий такие свойства как ЭПФ и СЭ. Такие материалы могут найти практическое применение в авиакосмической промышленности и микросистемной технике в качестве актуаторов и приводов. Известно, что старение при $T \geq 473$ К сплавов CoNiAl приводит к выделению дисперсных частиц [2, 3]. Поэтому цель данной работы заключается в исследовании влияния температуры старения на ЭПФ и СЭ в монокристаллах сплава CoNiAl, ориентированных вдоль [001]_{B2}-направления.

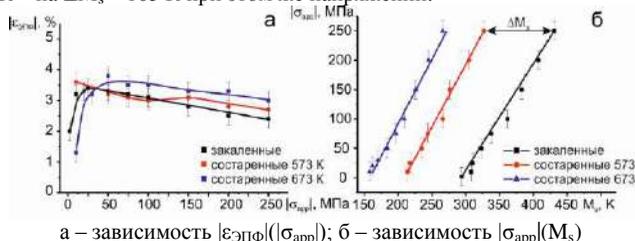
Для механических испытаний были использованы монокристаллы ферромагнитного сплава Co₃₅Ni₃₅Al₃₀ (ат. %) на сжатие. После гомогенизационного отжига при 1623 К 0,5 ч с последующей закалкой в воду комнатной температуры, в B2-матрице формируются частицы γ -фазы с ГЦК решеткой, которые не испытывают МП и повышают пластичность сплава [4]. Размер частиц составляет ≥ 100 мкм, объемная доля $\sim 1 \div 2$ %. Далее проводили старение в течение 0,5 ч при температурах 573 К и 673 К, приводящее к упрочнению B2-матрицы за счет выделения наноразмерных частиц со сверхструктурой типа A₃B₃ (Ni₃Al₃) и частиц ϵ -Co с ГПУ решеткой, которые также не испытывают МП.

Закаленные и состаренные монокристаллы демонстрируют ЭПФ. На рисунке 1 (а) представлена зависимость обратимой деформации при ЭПФ в циклах охлаждение/нагрев при действии внешних постоянных напряжений от величины этих напряжений $|\epsilon_{ЭПФ}|(|\sigma_{app}|)$. Минимальные напряжения необходимые для обратимого изменения размеров закаленных образцов при охлаждении/нагреве под нагрузкой равны $|\sigma_{app}| = 2$ МПа. В состаренных кристаллах необходимо приложить напряжения в 5 раз больше. Видно, что во всех состояниях с увеличением $|\sigma_{app}|$ величина обратимой деформации растет до насыщения, далее $|\epsilon_{ЭПФ}|$ незначительно уменьшается. Величина максимальной обратимой деформации во всех кристаллах имеет близкое значение $3,4 \div 3,8$ %, но необходимые для этого напряжения различны. Максимальная обратимая деформация в закаленных кристаллах $|\epsilon_{ЭПФ}| = 3,4$ % достигается при $|\sigma_{app}| = 25$ МПа. В состаренных при 573 К максимальное значение достигается уже при $|\sigma_{app}| = 10$ МПа и составляет $|\epsilon_{ЭПФ}| = 3,6$ %. Однако в состаренных при 673 К для достижения максимального значения $|\epsilon_{ЭПФ}| = 3,8$ % необходимы напряжения $|\sigma_{app}| = 50$ МПа. Экспериментально полученные значения $|\epsilon_{ЭПФ}|$ для всех исследуемых состояний меньше по сравнению с теоретически рассчитанной деформацией решетки при B2-L1₀ МП $\sim 4,6$ % при сжатии вдоль [001]-направления [5]. Такое различие связано с наличием γ -частиц в закаленных кристаллах и в дополнение к ним наноразмерных частиц в состаренных кристаллах. Уменьшение деформации $|\epsilon_{ЭПФ}|$ после насыщения связано с появлением необратимой деформации до 0,3 % в циклах охлаждение/нагрев под нагрузкой в результате релаксации упругих напряжений за счет пластической деформации B2-фазы и образования в ней дислокаций.

На рисунке 1 (б) представлена зависимость $|\sigma_{app}|$ от температуры начала МП M_s под нагрузкой. С ростом $|\sigma_{app}|$ температура M_s линейно увеличивается во всех трех состояниях в соответствии с уравнением Клапейрона-Клаузиуса [1] с близким коэффициентом наклоном $\alpha = 1,8 \div 2,1$ МПа/К. Видно, что чем выше температура старения, тем ниже температура M_s ,

Секция 4. Научные основы разработки материалов с многофазной иерархически организованной структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

относительно закаленного состояния. Зависимости $|\sigma_{app}|(M_s)$ для состаренных кристаллов параллельно смещены на ΔM_s от $|\sigma_{app}|(M_s)$ для закаленных кристаллов. Например, при напряжении $|\sigma_{app}| = 250$ МПа самая высокая температура наблюдается в закаленных кристаллах $M_s = 431$ К. Старение 573 К приводит к смещению температуры на $\Delta M_s = 104$ К, а старение 673 К – на $\Delta M_s = 165$ К при этом же напряжении.



а – зависимость $|\varepsilon_{ЭПФ}|(|\sigma_{app}|)$; б – зависимость $|\sigma_{app}|(M_s)$
 $Co_{35}Ni_{35}Al_{30}$.

Закаленные и состаренные монокристаллы демонстрируют СЭ в циклах нагрузка/разгрузка при постоянной температуре (рис. 2). Критические напряжения для образования мартенсита под нагрузкой $\sigma_{кр}$ и температурный интервал СЭ зависят от микроструктурного состояния, так как старение приводит к упрочнению В2-матрицы дисперсными частицами и, соответственно, снижаются температур МП. Для закаленных кристаллов наблюдается высокотемпературная СЭ в интервале температур от 373 К до 473 К ($\Delta T_{СЭ} = 100$ К). СЭ в состаренных кристаллах наблюдается как в низкотемпературной, так и в высокотемпературной области. В состаренных при 573 К СЭ наблюдается от 223 К до 548 К ($\Delta T_{СЭ} = 325$ К), а в состаренных при 673 К – от 190 К до 553 К ($\Delta T_{СЭ} = 360$ К). Напряжения необходимые для образования $L1_0$ -мартенсита под нагрузкой увеличиваются в состаренных кристаллах по сравнению с закаленными кристаллами. Например, при температуре испытания $T = 423$ К напряжения для закаленных кристаллов равны $\sigma_{кр} = 157$ МПа, для состаренных при 573 К напряжения в 2,5 раза выше – $\sigma_{кр} = 382$ МПа, для состаренных при 673 К в 4 раза выше – $\sigma_{кр} = 621$ МПа. Также экспериментально показано, что состаренные монокристаллы $CoNiAl$ выдерживают 10^4 циклов нагрузка/разгрузка при комнатной температуре в условиях максимальной сжимающей нагрузки 240 МПа при частоте 0,7 Гц без разрушения и без существенной деградации параметров СЭ.

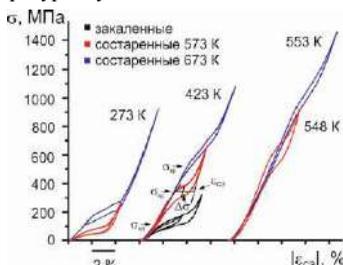


Рис. 2. СЭ в монокристаллах $Co_{35}Ni_{35}Al_{30}$.

Таким образом, за счет выделения наноразмерных частиц в состаренных $[001]_{B2}$ -монокристаллах $Co_{35}Ni_{35}Al_{30}$, получено высокопрочное состояние, которое характеризуется ЭПФ с величиной обратной деформации 3,8 %, СЭ в широком интервале температур от 190 К до 553 К (360 К) и ее высокой циклической стабильностью (10^4 циклов нагрузка/разгрузка при комнатной температуре).

1. Сплавы с эффектом памяти формы / К. Отцука [и др.]. – М: Металлургия, 1990. – 222 с.
2. Microstructure of precipitates and magnetic domain structure in an annealed $Co_{38}Ni_{33}Al_{29}$ shape memory alloy / B. Bartova [et al.] // Acta Materialia. – 2008. – V. 56. – P. 4470-4476.
3. Dadda J., Maier H.J., Karaman I., Chumlyakov Y.I. Cyclic deformation and austenite stabilization $Co_{35}Ni_{35}Al_{30}$ single crystalline high-temperature shape memory alloys // Acta Materialia. 2009. V. 57. P. 6123-6134.
4. Y. Tanaka [et al.] Martensitic transition and superelasticity of Co-Ni-Al ferromagnetic shape memory alloys with $\beta+\gamma$ two-phase structure // Scripta Materialia. – 2006. – V. 438-440. – P. 1054-1060.
5. H.E. Karaca [et al.] Compressive response of a single crystalline $CoNiAl$ shape memory alloy // Scr. Mater. – 2004. – V. 51. – P. 261-266.