

ОСОБЕННОСТИ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ МЕТАЛЛОВ С НЕРАСТВОРИМЫМИ ПРИМЕСЯМИ В УСЛОВИЯХ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ

Ю.Н. Коваль¹⁾, В.Ф. Мазанко¹⁾, Д.С. Герцрикен¹⁾,
Д.В. Миронов²⁾, В.М. Миронов²⁾

¹⁾Институт металлофизики им. Г.В. Курдюмова НАН Украины,
бул. Вернадского 36, 01680 Киев, Украина, deciatinka@gmail.com

²⁾Самарский государственный аграрный университет,
ул. Учебная 2, 446442 п. Усть-Кинельский, Самарская обл., Россия, dvonorim@mail.ru

В настоящей работе проведено исследование взаимосвязи подвижности атомов, фазообразования в условиях низкотемпературных $\gamma \leftrightarrow \alpha$ превращений в сплавах Fe-Ni и создаваемых ими импульсных деформаций. Определены особенности взаимодействия и распределения проникающих атомов в диффузионной зоне.

Ключевые слова: диффузия; импульсная деформация; мартенситное превращение.

FEATURES OF THE INTERACTION OF METALS WITH INSOLUBLE IMPURITIES IN THE CONDITIONS OF MARTENSITIC TRANSFORMATIONS

Yu.M. Koval¹⁾, V.F. Mazanko¹⁾, D.S. Gertsriken¹⁾,
D.V. Mironov²⁾, V.M. Mironov²⁾,

¹⁾The Physics of Metal Institute of the National Academy of Sciences of Ukraine,
36 Vernadsky Ave., 01680 Kiev-142, Ukraine, deciatinka@gmail.com

²⁾Samara State Agrarian University,
2 Uchebnaya Str., 446442 Ust-Kinelsky village by the Samara province, Russia, dvonorim@mail.ru

In the present work we report a study of the relationship of mobility of atoms and phase formation in the conditions of the low temperature $\gamma \leftrightarrow \alpha$ transformations in alloys of Fe-Ni and that they create the pulse deformations. These results indicate that the low-temperature effect of martensitic transformations and the plastic deformation caused by them on the materials under study is characterized by patterns inherent in other types of pulsed loading carried out at low temperatures. However, these patterns are significantly influenced by the phenomena accompanying martensitic transformations, which leads to a complication of the observed pattern of atomic migration and phase formation in metals and alloys at low temperatures.

Keywords: diffusion; impulse deformation; martensitic transformation.

Введение

Как известно, при равновесных условиях отсутствует растворимость инертных газов в металлах и сплавах, и при изотермических отжигах атомы аргона, криптона и др., введенные в металл, например, обработкой в газовом разряде или облучением в реакторе, выходят за пределы материала или образуют газонаполненные поры. Однако, как было показано в [1], при импульсных видах нагрузки, в том числе при деформировании за счет объемного эффекта, который возникает во время

мартенситных преобразований со взрывной кинетикой, происходит проникновение атомов криптона ^{85}Kr из предварительно насыщенного им металла в контактирующий с ним металл. То есть происходит частичный распад твердого раствора, который образовался в металле во время насыщения, перераспределение атомов вглубь насыщенного раствора, миграция атомов в контактирующий металл и образование в нем метастабильного твердого раствора замещения или извлечения. А также в зависимости от условий обра-

ботки (температура, время, и т. п.) возникают разного размера и количества поры, содержащие инертный газ. Аналогичным образом атомы металлов и легких элементов из покрытия на поверхности или с предварительно насыщенного поверхностного слоя, которые являются нерастворимыми при равновесных условиях, при действии импульсных нагрузок могут перемещаться вглубь любого исследуемого металла и образовывать твердые растворы различного типа [2, 3].

Результаты и их обсуждение

Деформирование осуществляли путем использования значительного объема эффекта при атермичных мартенситных превращениях (при охлаждении в жидком азоте) в гомогенном сплаве железа с 30% никеля (ГЦК модификация) при применении простейшей схемы обработки. Из сплава в ГЦК-фазе делали кубические образцы, а из железа – П-образные.

Кубические образцы с нанесенными или введенными в разряде слоями меченых атомов помещали в П-образные таким образом, чтобы был обеспечен контакт между слоями изотопа на поверхности (^{137}Cs , ^{204}Tl , ^{113}Sn , ^{26}Al , ^{65}Zn ,) или в приповерхностном слое (^{41}Ar , ^{85}Kr) кубического образца и металлическими прослойками или фольгами из Fe или Fe-Ni, примыкающих с другой стороны, где также находятся радиоактивные и некоторые стабильные изотопы, до железных фольг, которые, в свою очередь, контактируют с параллельными внутренними поверхностями (рис. 1).

В целом, образцы, слои изотопов, прослойки или фольги были расположены в П-образном образце симметрично относительно кубического. Соединенные таким образом за скользящей посадкой образцы погружали в жидкий азот (преобразование происходит в кубическом образце). То есть ку-

бический образец был подвергнут действию преобразования и создаваемой им деформации, а П-образный и металлические прослойки – лишь деформации.

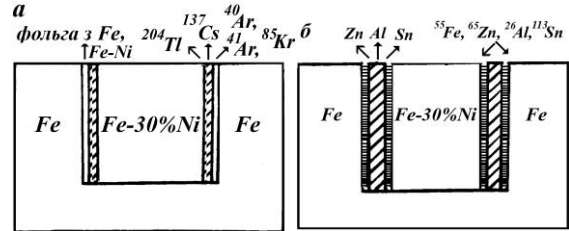


Рис. 1. Схематическое изображение расположения образцов с фольгами и нанесенными или насыщенными слоями (а), с прослойками и нанесенными слоями (б)

Fig. 1. Schematic representation of the arrangement of samples with foils and applied or saturated layers (a), with interlayers and applied layers (b)

В связи с тем, что температуры плавления прослоек (олово, цинк, алюминий, таллий, цезий) или десорбции инертных газов из насыщенных слоев железа и его сплава с никелем являются достаточно низкими, то использовали только прямое мартенситное преобразование (233 – 163 К). Поскольку коэффициенты линейного расширения железа и его сплава из 30% никеля близки, деформирование происходит в момент взрывного роста объема при атермическом преобразовании.

Рассмотрим проникновение инертных газов. Для подвергнутых действию лишь деформации железа и сплава $\alpha\text{-Fe} - 30\% \text{Ni}$ КД криптона составляют соответственно $1.1 \cdot 10^{-11}$ и $9.1 \cdot 10^{-12}$ $\text{см}^2/\text{с}$, для образца из сплава, подвергнутого $\gamma \rightarrow \alpha$ преобразованию и импульсной деформации, $D_M^{\text{Kr}} = 8.2 \cdot 10^{-11}$ $\text{см}^2/\text{с}$.

Такие же значения наблюдаются при миграции атомов ^{40}Ar и ^{41}Ar . Проникновение атомов аргона при $\gamma \rightarrow \alpha$ превращении (рис. 2) приводит к его растворению. Параметр решетки железа, который содержит инертный газ, увеличивается до 0.28672 нм. Количество

инертного газа в приповерхностных слоях железа доходит до 0.085%.

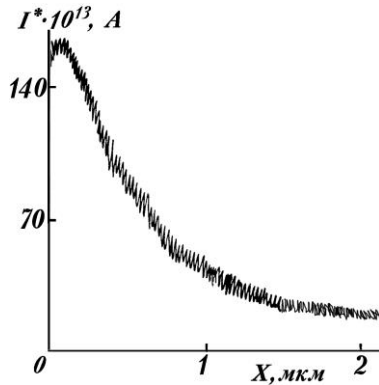


Рис. 2. Концентрационный профиль распределения аргона (ВИМС) в α -Fe-Ni при деформации
Fig. 2. Concentration profile of argon distribution (VIMS) in α -Fe-Ni under deformation

В Fe-Ni-сплаве в результате комбинированного воздействия она приближается к десятой доле процента ($C = 0.095\%$).

Приблизительная оценка количества атомов, приходящихся на элементарную решетку твердого раствора металл-инертный газ, дает значение $n_A < 2$, то есть это растворение по типу замещения, как при других видах импульсной нагрузки [1].

Проникновение атомов стабильных цезия и таллия при комбинированном воздействии показывает изменение параметра решетки a на ~ 0.001 нм. При действии только деформации возможное изменение a находится в пределах погрешности. При диффузии ^{137}Cs и ^{204}Tl в железо и его сплав возникают концентрационные профили, но скоплений атомов этих металлов в диффузионной зоне или даже на поверхности нет. Следовательно, вследствие проникновения атомов происходит лишь их растворение. Значение КД цезия составляют $4.3 \cdot 10^{-11}$ и $7.9 \cdot 10^{-11}$ $\text{см}^2/\text{с}$ при действии деформации и комбинированного воздействия. Для таллия соответственно $4.1 \cdot 10^{-11}$ и $9.0 \cdot 10^{-11}$ $\text{см}^2/\text{с}$.

Что касается взаимодействия с железом олова, цинка и алюминия, то они

растворяются в железе в значительном количестве. Железо же в них практически не растворяется. Однако применение деформации ударным сжатием приводит к появлению растворимости. Тот же эффект, как обнаружили данные исследования, имеет место также при деформации в условиях мартенситных превращений при температурах $T < 0^\circ\text{C}$. Как видно из рис. 3, железо в олове растворяется подобно растворимому при равновесных условиях олову в железе и не образует интерметаллических фаз. При действии только деформации количество растворенного вещества уменьшается на 20-30%. Следует заметить, что в растворах сохраняется симметрия исходных материалов. КД Fe у Sn при деформации составляет $2.0 \cdot 10^{-9}$ $\text{см}^2/\text{с}$. КД Fe и Sn в α -Fe-Ni составляет $2.1 \cdot 10^{-9}$ и $1.8 \cdot 10^{-9}$ $\text{см}^2/\text{с}$ при деформации и $3.5 \cdot 10^{-9}$ $\text{см}^2/\text{с}$ при комбинированном воздействии.

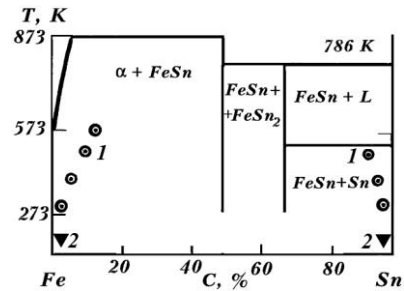


Рис. 3. Диаграмма состояния, на которую нанесены концентрации растворенных в железе атомов Sn и Fe в олове: 1 – удар (20 с^{-1}), 2 – действие $\gamma \rightarrow \alpha$ и $\dot{\epsilon}$

Fig. 3. State diagram, which shows the concentrations of Sn and Fe atoms dissolved in iron in tin: 1-impact (20 s^{-1}), 2-action $\gamma \rightarrow \alpha$ and $\dot{\epsilon}$

Та же закономерность наблюдается на других исследованных металлах.

При деформации $D_M^{Fe \rightarrow Al} = 3.4 \cdot 10^{-9}$ $\text{см}^2/\text{с}$
 $D_M^{Al \rightarrow Fe} = 9.1 \cdot 10^{-10}$ $\text{см}^2/\text{с}$, $D_M^{Al \rightarrow Fe-Ni} = 7.9 \cdot 10^{-10}$ $\text{см}^2/\text{с}$. При комбинированном действии $D_M^{Al \rightarrow Fe-Ni} = 1.5 \cdot 10^{-9}$ $\text{см}^2/\text{с}$. При деформации $D_M^{Fe \rightarrow Zn} = 1.5 \cdot 10^{-9}$ $\text{см}^2/\text{с}$, $D_M^{Zn \rightarrow Fe} = 2.5 \cdot 10^{-9}$, $\text{см}^2/\text{с}$, $D_M^{Zn \rightarrow Fe-Ni} = 2.5 \cdot 10^{-9}$

см²/с. При комбинированном действии
 $D_M^{Zn \rightarrow Fe-Ni} = 4.1 \cdot 10^{-9}$ см²/с.

Заключение

Следовательно, приведенные результаты свидетельствуют о том, что низкотемпературное воздействие мартенситных превращений и вызванной ими пластической деформации на исследуемые материалы характеризуется закономерностями, присущими другим видам импульсного нагружения, осуществляемым при низких температурах. Однако на эти закономерности оказывают существенное влияние явления, сопровождающие мартенситные превращения, что приводит к усложнению наблюдаемой картины миграции атомов и образования фаз в металлах и сплавах при низких температурах.

Библиографические ссылки

1. Кораблев В.А., Кабес А.И., Накорнеева Т.Д. Распределение атомов хрома в твердом растворе

на основе α -железа после $\gamma \rightarrow \alpha$ мартенситного превращения. *Термообработка и физика материалов* 1987; (12): 36–40.

2. Герцрикен Д.С. и др. Массоперенос в металлах при низких температурах в условиях внешних воздействий. Киев: РИО ИМФ НАНУ, 2001. 444 с.
3. Штеренберг А.М., Мазанко В.Ф., Герцрикен Д.С., и др. Влияние тлеющих и дуговых разрядов на диффузионные процессы. Самара: Самар. гос.техн. ун-т, 2018. 379 с.

References

1. Korablev V.A., Kabes A.I., Nakorneeva T.D. Raspreделение atomov khroma v tverdom rastvore na osnove α -zheleza posle $\gamma \rightarrow \alpha$ martensitnogo prevrashcheniya. *Termoobrabotka i fizika materialov* 1987; (12): 36-40. (In Russian).
2. Gertsriken D.S. et al. Mass transfer in metals at low temperatures under external influences. Kiev: RIO IMF NANU, 2001. 444 p.
3. Shterenberg A.M., Mazanko V.F., Gertsriken D.S., et al. Influence of glow and arc discharges on diffusion processes. Samara: Samar. gos. tekhn. un-t, 2018. 379 p.