

УДК 621.785.78

ТЕХНИЧЕСКАЯ ФИЗИКА

Академик АН УССР А. А. ГАЛКИН, В. И. ЗАЙЦЕВ, В. В. ТОКИЙ,
А. А. ДОБРИКОВ, В. Г. ГОРБАЧ, А. С. ДОМАРЕВА

МЕХАНИЗМ РАСПАДА ТВЕРДОГО РАСТВОРА АУСТЕНИТА НА ДЕФЕКТАХ УПАКОВКИ

Известно, что дефекты кристаллической решетки определяют кинетику и механизм распада твердого раствора. Авторы некоторых работ наблюдали случаи выделения фаз старения на дефектах упаковки (^{1, 2}). Экспериментально механизм этого явления изучен крайне слабо.

Обычно движущей силой изменения концентрации примесей и легирующих элементов в дефекте упаковки (образование атмосфер Сузуки) считают различие растворимости элемента в дефекте и в матрице (³). Термодинамически равновесный процесс образования атмосфер Сузуки уменьшает энергию дефекта упаковки и тем самым расширяет его; однако равновесная ширина такого дефекта невелика.

В серии работ (⁴⁻⁶) и др., посвященных старению аустенитных, в основном ниобиевых, сталей предлагается отличный от (³) механизм выделения карбидов на дефектах упаковки внедрения.

Значительное влияние на механизм распада твердого раствора может оказать также присутствие неравновесных дефектов, например, вакансий. Процесс выделения на дефектах упаковки в этих условиях практически не изучен.

Методом трансмиссионной электронной микроскопии на микроскопе JEM-200A исследовался аустенитный сплав на основе железа, содержащий 0,3% С, 6,2% Ni, 4,0% Cr, 15,6% Mn, 1,74% V. При старении сплава, закаленного в воде с 1200° С, плотность выделений была столь велика, что выполнение структурных исследований оказалось невозможным. В силу этого образцы после выдержки при 1200° немедленно переносились в печь, нагретую до температуры старения (650 или 700°). Это позволило выявить три типа выделений: точечные, на дислокациях и на дефектах упаковки.

Настоящая работа посвящена исследованию механизма образования выделения на дефектах упаковки вычитания в недеформированных сплавах, пересыщенных примесными элементами и вакансиями.

Полученные результаты свидетельствуют о том, что в процессе старения в плоскостях {111} образуются петли частичных дислокаций Франка с вектором Бюргерса $\frac{1}{3}a\langle 111 \rangle$, окружающие дефекты упаковки (рис. 1а), размеры которых со временем достигают 2000—5000 Å в поперечнике. Анализ типа дефектов упаковки, проведенный по различным методикам, позволил установить, что наблюдаемые дефекты являются дефектами упаковки вычитания (⁷⁻⁹). Появление таких дефектов наблюдается только в местах, где концентрация закаленных (неравновесных) вакансий велика; так, например, вблизи границы зерна, являющейся стоком для вакансий, петли дислокаций Франка отсутствуют (рис. 1а, см. вкл. к стр. 1337).

Известно, что частичная дислокация Франка может перемещаться лишь неконсервативно, в плоскости своего залегания {111}. Появление

таких дефектов возможно при схлопывании вакансионных дисков в плоскостях плотной упаковки. Рост их в процессе старения обусловлен притоком избыточных вакансий к дислокациям Франка, которые являются хорошими стоками. Существенным моментом является то, что раствор пересыщен не только вакансиями, но и примесными атомами (V и C). Большая энергия связи этих атомов с вакансиями обуславливает то, что значительное количество вакансий приходит к стоку — петле Франка — в паре с примесью. Следовательно, переполизация дислокации Франка — расширение дефекта упаковки — сопровождается пересыщением области дефекта упаковки примесями.

Взаимодействуя между собой, примесные атомы V и C образуют сегрегации в пределах дефектов упаковки. Этот процесс удается зарегистрировать уже через 30 мин. старения при 700°. Процесс появления сегрегаций сопровождается возникновением около выделений локальных микронапряжений. Это может исказить четкий полосчатый характер изображения дефекта упаковки (рис. 1б, см. вкл. к стр. 1337).

Появление сегрегаций обедняет окружающие их области в дефекте упаковки примесями (рис. 2а). Эта модель схематична, но она дает важные результаты по кинетике процесса образования частицы выделения⁽¹⁰⁾. Поскольку зависимость энергии дефекта упаковки от концентрации примесей носит нелинейный характер (стремится к насыщению)⁽¹¹⁾, то, начиная с некоторого момента времени, станет справедливым неравенство

$$\Delta\Gamma_b < \Delta\Gamma_0.$$

(рис. 2б). Начиная с этого момента, энергия дефекта упаковки будет возрастать с ростом выделения. Иными словами, процесс выделения приводит к росту силы, стремящейся уменьшить площадь дефекта упаковки. Полная дислокация $\frac{1}{2}a[110]$ становится энергетически более выгодной, когда петля дислокации Франка достигнет размеров, превышающих критический, т. е. когда

$$R > \frac{2\tau}{\gamma} \sqrt{\frac{2}{3}} (1 - \sqrt{\frac{2}{3}}),$$

где τ — линейное напряжение полной дислокации, γ — энергия дефекта упаковки, R — радиус петли Франка.

Стабильная конфигурация может быть достигнута, если сквозь дефект упаковки пройдет частичная дислокация Шокли с вектором Бюргерса $\frac{1}{6}a\langle 112 \rangle$ ⁽¹²⁾. Зарождение такой дислокации внутри дефекта упаковки обусловлено сдвиговыми компонентами локальных микронапряжений, возникающих около сегрегации. Распространяясь на всю петлю, дислокация Шокли уничтожает дефект и, реагируя с частичной дислокацией Франка, приводит к образованию полной дислокации согласно реакции

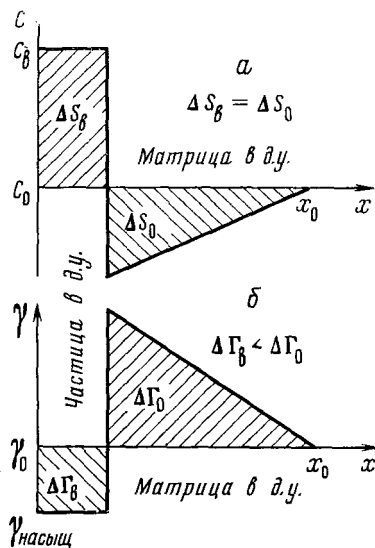
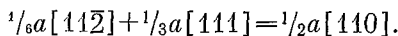


Рис. 2. Влияние локальной концентрации примесей на энергию дефектов упаковки (л.у.). C_0 — средняя концентрация примесей, ΔS_b , ΔS_0 и $\Delta \Gamma_b$, $\Delta \Gamma_0$ — изменения концентрации примесей и локальные изменения энергии дефекта упаковки в выделении и его окружении

Действительно, на рис. 1в видно, что после образования колоний карбидов VC дефект упаковки исчезает, образуя полные дислокации $\frac{1}{2}a\langle 110 \rangle$, естественно, свободные от выделений. В отличие от них старые дислокации таких же ориентаций закреплены выделениями.

Донецкий физико-технический институт
Академии наук УССР

Поступило
4 VIII 1975

ЛИТЕРАТУРА

- ¹ J. S. T. van Aswegen, R. W. K. Honeycombe, Acta Met., v. 10, 262 (1962). ² J. M. Silcock, J. Iron and Steel Inst., v. 211, № 11, 792 (1973). ³ H. J. Suzuki, Phys. Soc. Japan, v. 17, 322 (1962). ⁴ J. M. Silcock, Acta Met., v. 14, № 5, 687 (1966). ⁵ J. M. Silcock, W. J. Tunstall, Phil. Mag., v. 10, 361 (1964). ⁶ J. M. Silcock, J. Iron and Steel Inst., v. 201, № 5, 409 (1963). ⁷ H. Hashimoto, A. Howie, M. J. Whelan, Proc. Roy. Soc., v. A269, 80 (1962). ⁸ R. Gevers, A. Art, S. Amelinckx, Phys. Stat. Sol., v. 3, 1563 (1963). ⁹ С. Амелинкс, Методы прямого наблюдения дислокаций, М., 1968, стр. 405. ¹⁰ А. Гинье, Неоднородные металлические твердые растворы, М., 1962, стр. 110. ¹¹ Я. Д. Вишняков, Дефекты упаковки в кристаллической структуре, М., 1970, стр. 57. ¹² Ж. Фридель, Дислокации, М., 1967, стр. 178.

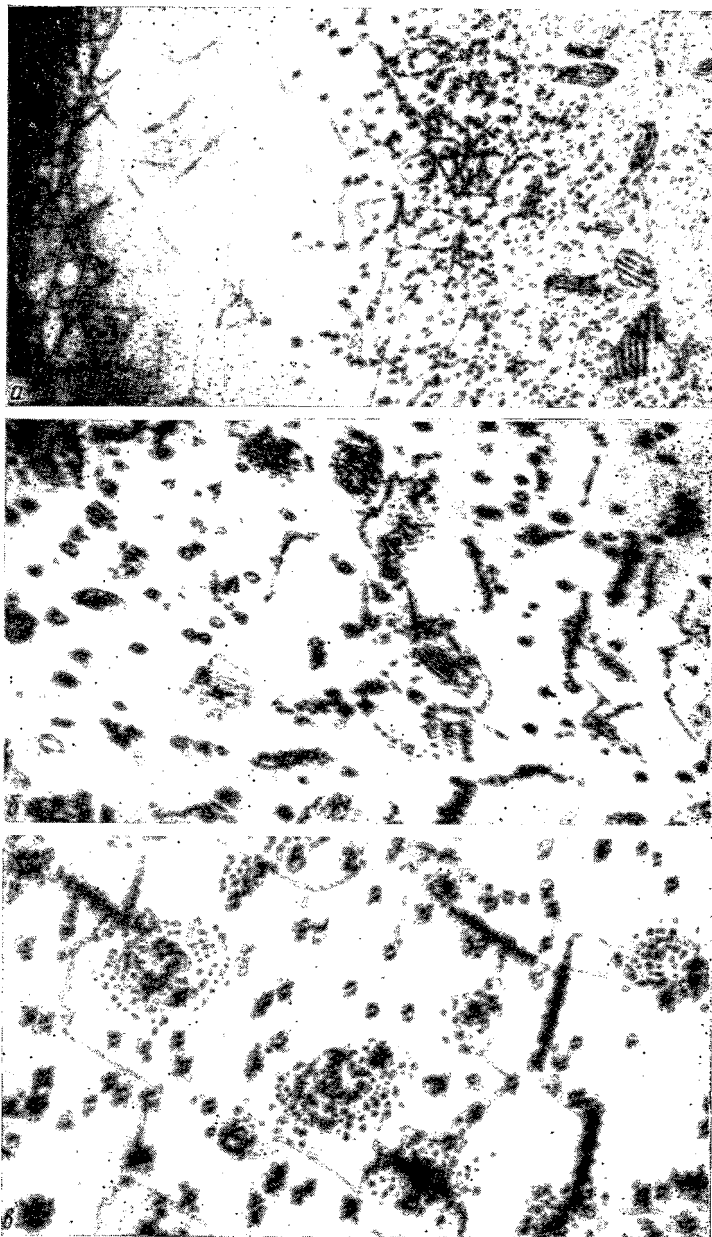


Рис. 1. Микроструктура аустенитного сплава с 0,3% С и 1,74% V. а — после старения при температуре 650° С в течение 1 часа. Ориентировка фольги близка к [110], 15 000×, увеличение при печати 1,8×; б — после старения при температуре 700° С в течение 30 мин. 25 000×, увеличение при печати 2×; в — после старения при температуре 700° С в течение 1 часа. Ориентировка фольги [110], 50 000×, увеличение при печати 1,8×