

## О РАСПРОСТРАНЕНИИ ДИСЛОКАЦИОННЫХ ПРЕДСТАВЛЕНИЙ НА АМОРФНОЕ СОСТОЯНИЕ ТВЕРДЫХ ТЕЛ

В. З. Бенгус, Е. Д. Табачникова

*Физико-технический институт низких температур им. Б. И. Веркина НАН Украины,  
проспект Ленина, 47, Харьков, 61164, Украина.*

*E-mail: <bengus@ilt.kharkov.ua>*

Экспериментально измерены концентрационные зависимости критического напряжения  $\sigma_{кр}$  для катастрофического пластического сдвига при одноосном растяжении лент аморфных сплавов  $Fe_{100-x}B_x$  ( $x = 14, 16, 17, 20$ ),  $Fe_{80-x}Ni_xB_{20}$  ( $x = 10, 20, 30, 40, 50, 60$ ) и  $Fe_{85-x}Co_xB_{15}$  ( $x = 15, 17, 19, 21, 25, 30, 40, 50, 64$ ) при 300 и 77 К. Обнаружены аномалии (минимумы  $\sigma_{кр}$ ) при составах, отвечающих эвтектике ( $x = 17$ ) в системе Fe–B, при  $x = 40$  в системе Fe–Ni–B и при  $x = 40$  и 21 в системе Fe–Co–B, которые отвечают рациональным отношениям 1:1 и 3:1 атомных концентраций Fe и Co (Ni). Эти составы рассматриваются как стехиометрические для образования нанокластеров с большой средней энергией связи на атом и для формирования межкластерных границ с малым критическим напряжением межкластерного пластического сдвига. Повышенное количество несовпадающих узлов – носителей пластической деформации (аналогов зернограничных дислокаций) – и пониженная концентрация совпадающих узлов на этих границах объясняют обнаруженные немонотонные концентрационные зависимости критических напряжений сдвига.

### Введение

Чрезвычайно большая локальная пластичность (локальные сдвиги до 10 [1]) может рассматриваться как характерная особенность механического поведения аморфных металлических сплавов. Причем, это характерно как для лент, приготовленных высокоскоростной закалкой расплава, так и для объемных аморфных сплавов нового поколения [2, 3]. Им свойственны практически те же закономерности низкотемпературной и высокотемпературной пластичности, которые присущи кристаллическим металлическим сплавам [4, 5] (наличие предела текучести, его скоростная и температурная чувствительность; локализация деформации в полосах скольжения, нестабильность деформации и ее скачкообразность при низких температурах, локальный адиабатический разогрев, достигающий температуры плавления при низкотемпературном катастрофическом сдвиге и разрушении [6]; легкое скольжение, сверхпластичность, ползучесть, возврат и т. д.).

Простейшие явления при пластической деформации и разрушении аморфных сплавов, а также при низкочастотном внутреннем трении в деформированных аморфных сплавах, находили свое формальное объяснение, в принципе, в рамках дислокационных представлений [7, 8] и не требовали конкретного рассмотрения дислокаций в структуре изучаемого аморфного сплава. Тем более, что такое рассмотрение было невозможно в 70-80 годы, так как методы наблюдения дислокаций и их движения в аморфных сплавах не были развиты, и долгое время было даже неясно, где находятся

дислокации в свежезакаленных аморфных сплавах, то есть, какова их дислокационная структура в недеформированном состоянии. Например, авторы [8] даже не задавались таким вопросом.

Трудность заключалась в том, что отсутствовала достоверная информация об атомной структуре аморфных сплавов. Эта структура считалась хаотической упаковкой одиночных атомов компонент аморфного сплава (см. например, [9]), хотя и с наличием ближнего порядка. Такое упрощенное представление явилось следствием малой информативности существовавших методов структурного анализа аморфных тел, дававших только интегральную, статистически усредненную информацию об атомной структуре в виде функций радиального распределения атомов [10]. Некоторые авторы даже склонны были считать, что “отсутствие какого-либо дальнего порядка” приводит “к последующему отсутствию микроструктуры” [11] (!) аморфных металлических сплавов.

Прямая экспериментальная информация о характере атомной структуры аморфных сплавов появилась лишь в 1984 году, когда Y. Hirotsu et al впервые были опубликованы картины нанокластерной атомной структуры аморфного сплава  $Fe_{86}B_{14}$ , полученные с помощью высокоразрешающей электронной микроскопии [12]. Последующие HRTEM наблюдения на разных аморфных сплавах [13], а также наблюдения с помощью ионно-полевой микроскопии [14] подтвердили, что аморфные металлические сплавы представляют собой совокупность хаотически упакованных многоатомных упорядоченных некристаллических (квазикристаллических) нанокластеров, разделенных 2D-дефектами аморфной структуры - межкластерными поверхностями раздела. Такая структура возникает в процессе затвердевания расплава одновременно во многих точках его объема при скоростной закалке. Она обусловлена наследованием нанокластерной структуры расплава при закалке и конкурентным ростом некристаллических зародышей расплава при скоростном затвердевании по сравнению с зародышами кристаллической фазы [15].

Скользящие дислокации на межкластерных границах должны возникать при напряжениях порядка теоретической прочности [16], а критическое напряжение пластического сдвига по межкластерной границе, предсказанное в рамках поликластерной модели аморфного состояния [14, 17, 18], пропорционально плотности совпадающих узлов на границе. Такая зависимость критического напряжения сдвига от структуры межкластерных границ аморфного сплава, естественно, не могла быть предсказана в ранних работах по микромеханизмам пластичности аморфных сплавов, например, [5, 7, 8], как допускавших существование дислокаций [7, 8], так и не учитывавших такую возможность [5], поскольку наличие межкластерных границ в аморфных сплавах в те годы было малоизвестно. Дислокации в аморфных сплавах до настоящего времени рассматривались безотносительно к химическому составу и, соответственно, поликластерной атомной структуре сплава; так что было невозможно указать различия в дислокационных характеристиках и механическом поведении аморфных сплавов разных химических составов. Было невозможно описать (и, тем более, предсказать) зависимость механических свойств аморфных сплавов от их состава.

В данной работе дислокации в аморфных сплавах рассматриваются на межкластерных границах, когда свойства дислокаций зависят от структуры этих границ. В свою очередь, структура границ определяется ориентацией граничащих нанокластеров по отношению к границе и свойствами нанокластеров, задаваемыми химическим составом аморфного сплава. Такое рассмотрение подвижных межкластерных дислокаций (аналогов зернограницных дислокаций в кристаллах [19]) в аморфных сплавах позволяет объяснить немонотонные зависимости критического напряжения сдвига аморф-

ных сплавов от химического состава, в частности, вблизи эвтектического и других специальных составов.

### Материалы и методы

Аморфные сплавы систем  $\text{Fe}_{100-x}\text{B}_x$  ( $x = 14, 16, 17, 20$ ),  $\text{Fe}_{85-x}\text{Co}_x\text{B}_{15}$  ( $x = 15, 17, 19, 21, 25, 30, 40, 50, 64$ ) и  $\text{Fe}_{80-x}\text{Ni}_x\text{B}_{20}$  ( $x = 10, 20, 30, 40, 50, 60$ ) были приготовлены быстрой закалкой расплава на вращающемся барабане (planar flow casting) в виде лент шириной 6, 10 и 10 мм и толщиной до 30 мкм. Аморфное состояние лент проверяли с помощью рентгеновской диффрактометрии. Критическое напряжение катастрофического сдвига  $\sigma_{fp}$  измеряли при 300, 77 и 4,2 К при растяжении со скоростями 0,004; 0,016; 0,15 и 1,5 мм/мин образцов с рабочей длиной 20 мм на деформационной машине с жесткостью 10 кН/мм. Каждая экспериментальная точка для  $\sigma_{fp}$  была получена путем усреднения результатов измерений на пяти образцах. Морфологию поверхностей разрушения наблюдали с помощью сканирующего электронного микроскопа TESLA BS-300. Для всех изученных аморфных сплавов такие наблюдения показали, что эта морфология всегда имела вид «венного узора», возникающего вследствие менисковой неустойчивости при разрыве «квазижидкого» [5] (сверхпластичного [20]) слоя, который возникает на поверхности катастрофического пластического сдвига ввиду локального адиабатического разогрева [3, 6] до предплавильных температур. «Венный» узор является свидетельством пластичного (а не хрупкого) состояния изученных аморфных сплавов даже в обнаруженных минимумах  $\sigma_{fp}$  (см. ниже).

### Экспериментальные результаты и их обсуждение

1. На рис. 1 – 3 показаны концентрационные зависимости критического напряжения катастрофического сдвига  $\sigma_{fp}$  (аналога предела текучести [18]) для сплавов  $\text{Fe}_{100-x}\text{B}_x$ ,  $\text{Fe}_{80-x}\text{Ni}_x\text{B}_{20}$  и  $\text{Fe}_{85-x}\text{Co}_x\text{B}_{15}$ . Видно, что они имеют четко выраженные минимумы при, так называемых, **стехиометрических** [18] составах аморфных сплавов, обладающих нанокластерами с наибольшей средней энергией связи на атом и наиболее упорядоченными межкластерными границами. В  $\text{Fe}_{100-x}\text{B}_x$  минимум  $\sigma_{fp}$  наблюдается при эвтектическом составе, а в  $\text{Fe}_{80-x}\text{Ni}_x\text{B}_{20}$  и  $\text{Fe}_{85-x}\text{Co}_x\text{B}_{15}$  при составах, отвечающих рациональным отношениям атомных концентраций металлических компонент 1:1 и 3:1. В последних предполагается позиционное упорядочение металлических атомов в нанокластерах, аналогичное наблюдаемому в бинарных кристаллических упорядочивающихся сплавах Fe–Ni и Fe–Co [18]. Объяснение обнаруженных эмпирических закономерностей невозможно без учета поликластерной структуры аморфных сплавов и размещения подвижных дислокаций на специальных межкластерных границах.

Согласно поликластерной модели аморфных сплавов [14], межкластерные границы оказывают меньшее сопротивление пластическому сдвигу, чем объем нанокластеров. Это сопротивление определяется, главным образом, атомной структурой межкластерных границ, а именно, концентрацией  $c_c$  совпадающих узлов на границах и распределением локальных критических напряжений сдвига  $\sigma_c$  в этих узлах, обусловленным внутренними напряжениями. Чем меньше количество совпадающих узлов на границах между нанокластерами, тем меньше критическое напряжение сдвига  $\sigma_p$  вдоль таких границ.

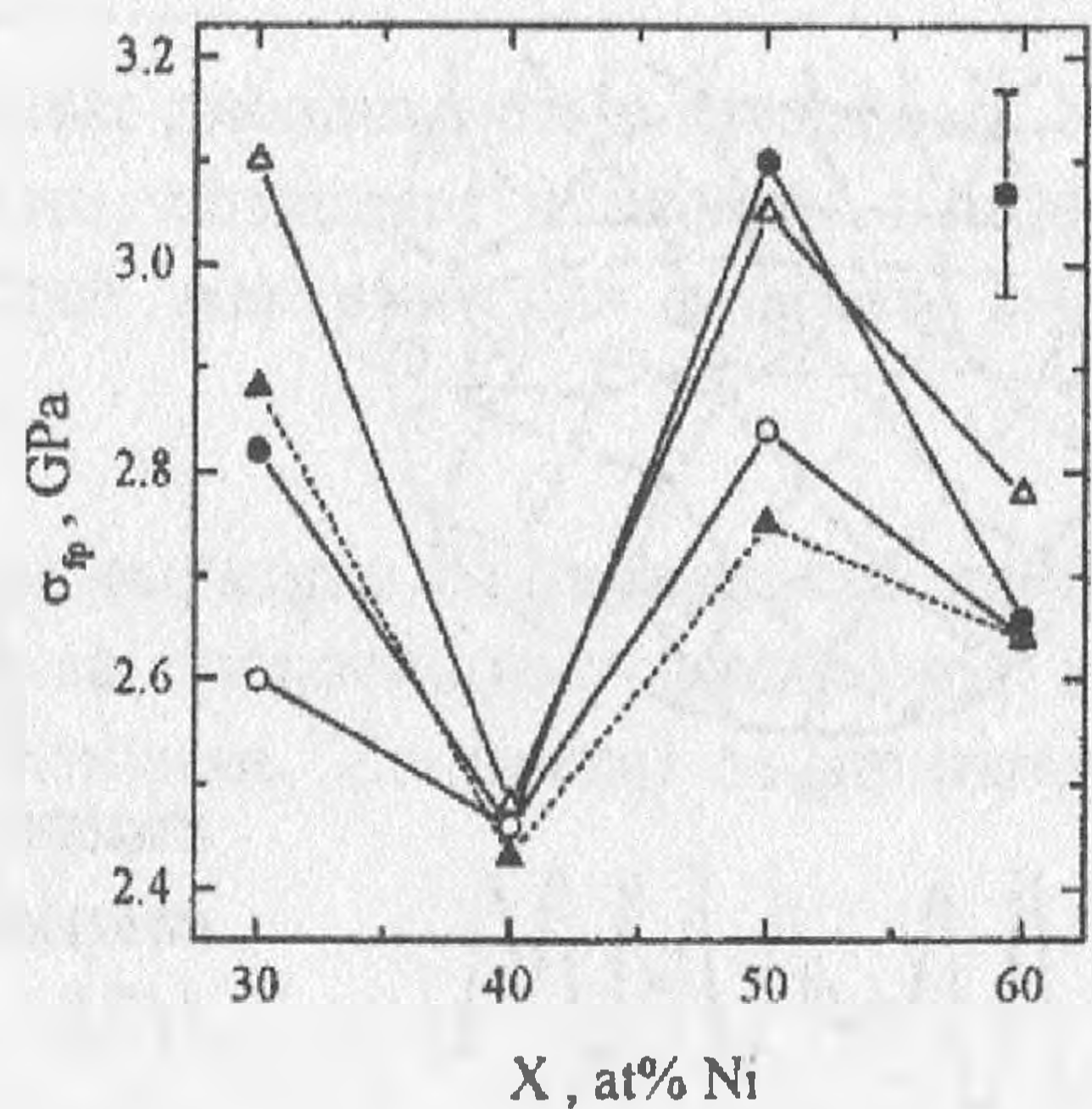
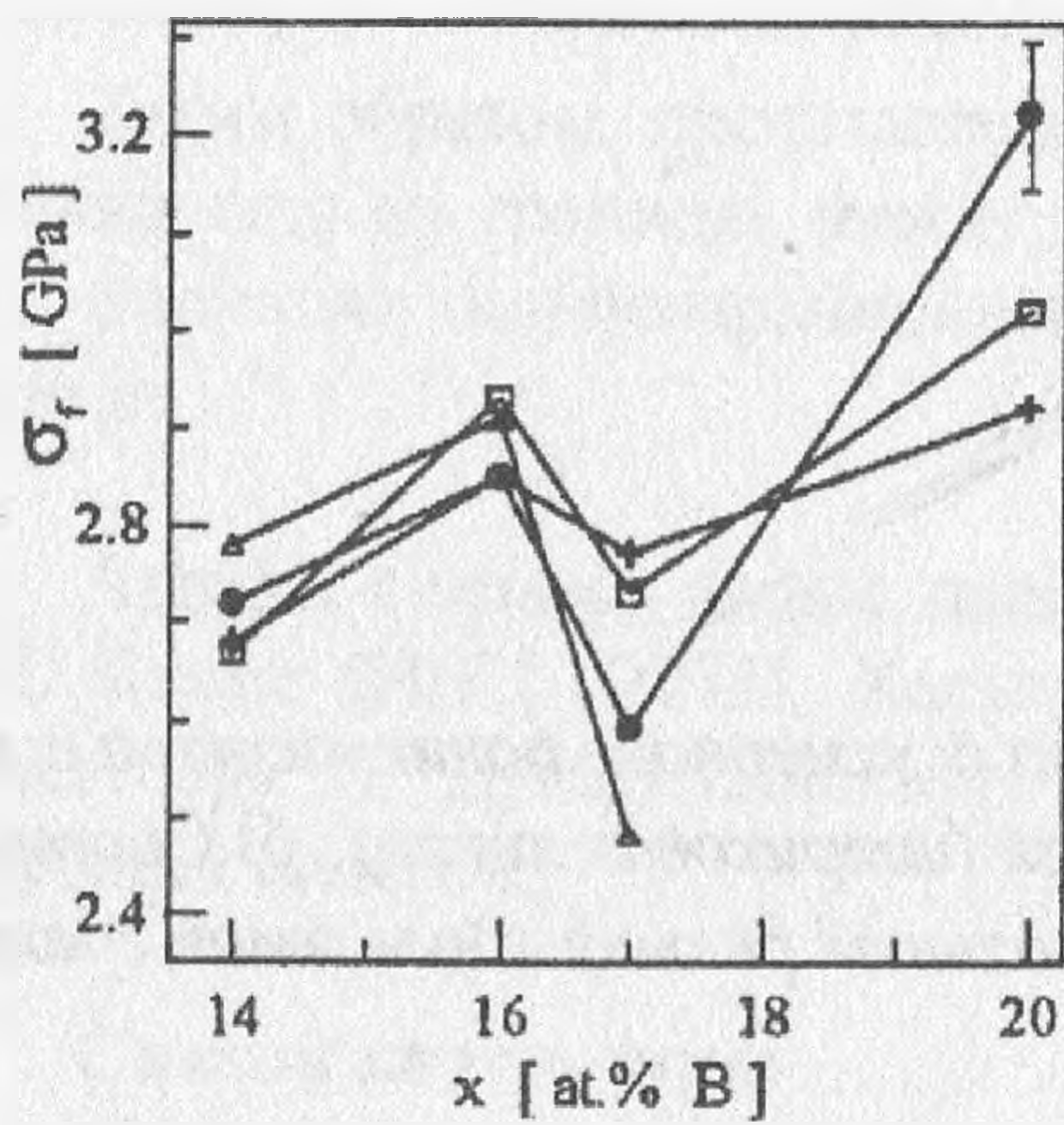


Рис. 1. Критическое напряжение сдвига аморфных сплавов  $Fe_{100-x}B_x$  при скоростях деформирования  $1 \cdot 10^6 \text{ с}^{-1}$  (+),  $8.3 \cdot 10^5 \text{ с}^{-1}$  ( $\square$ ),  $2.5 \cdot 10^3 \text{ с}^{-1}$  ( $\bullet$ ) (при 300 K) и  $8.3 \cdot 10^5 \text{ с}^{-1}$  ( $\Delta$ ) (при 77 K) в зависимости от  $x$ .

Рис. 2. Критическое напряжение сдвига аморфных сплавов  $Fe_{80-x}Ni_xB_{20}$  при скоростях деформирования  $2.2 \cdot 10^6 \text{ с}^{-1}$  ( $\bullet$ ),  $8.9 \cdot 10^6 \text{ с}^{-1}$  ( $\circ$ ),  $8.3 \cdot 10^5 \text{ с}^{-1}$  ( $\blacktriangle$ ),  $8.3 \cdot 10^4 \text{ с}^{-1}$  ( $\Delta$ ) при 77 K в зависимости от  $x$ .

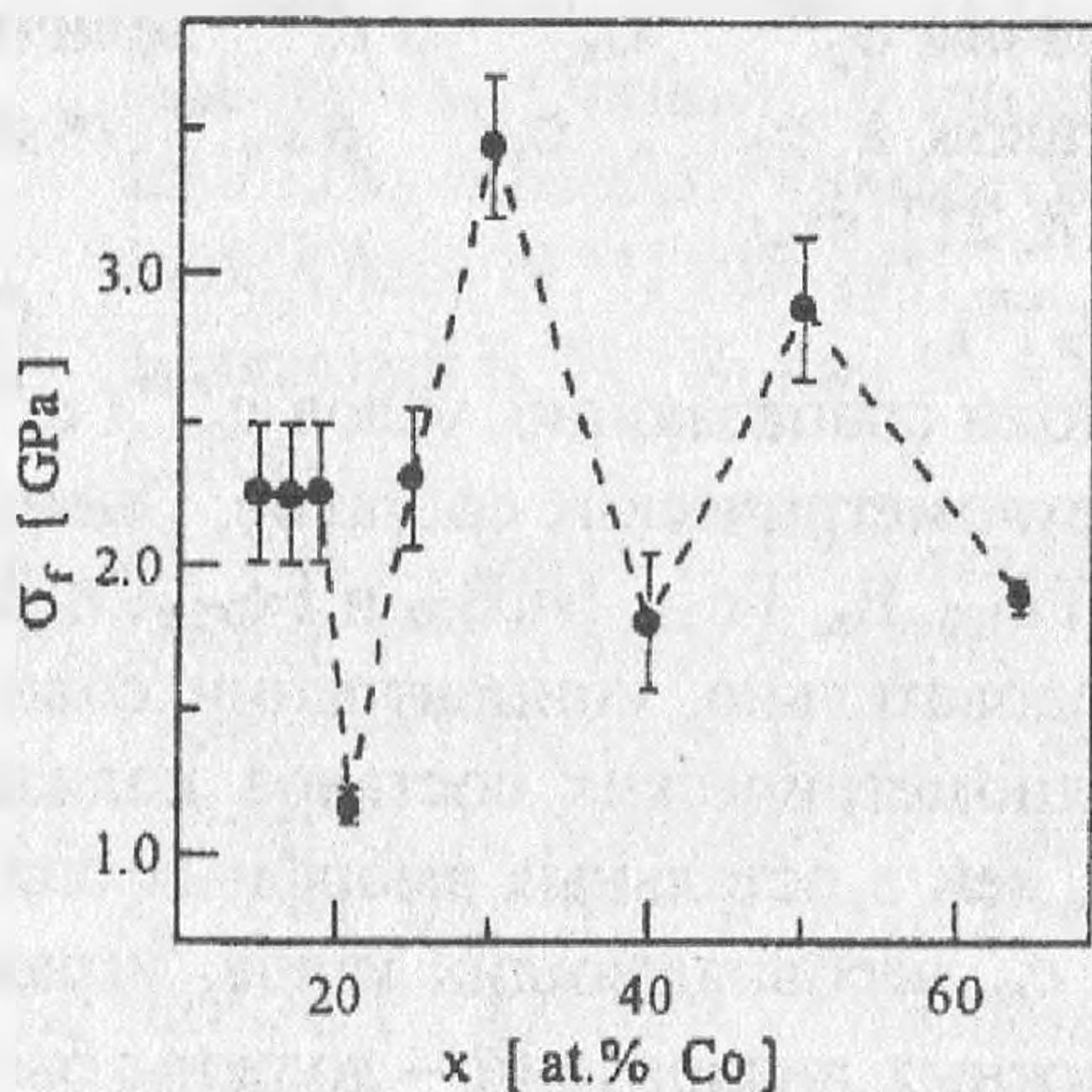


Рис.3. Критическое напряжение сдвига аморфных сплавов  $Fe_{85-x}Co_xB_{15}$  в зависимости от  $x$  при 300 K.

Критическое напряжение  $\sigma_p$  пластического сдвига вдоль межкластерной границы в отсутствие термической активации можно в первом приближении [18, 21] описать как

$$\sigma_p = (\langle \sigma_c \rangle - \delta_c / 2) \cdot c_c \equiv \sigma_{oc} \cdot c_c, \quad (1)$$

где  $\delta_c / 2$  – полуширина распределения величин  $\sigma_c$ ;  $\sigma_p$  близко к  $\sigma_{fp}$  ( $\sigma_p \equiv \sigma_{fp}$  и можно принять, что они имеют одинаковую концентрационную зависимость). Рис. 4 схематически показывает двухмерный поликластер с межкластерной границей, содержащей совпадающие и несовпадающие узлы двух граничащих локально регулярных кластеров, а также соответствующий потенциальный рельеф (аналог рельефа Пайерлса) вдоль межкластерной границы [18]. Несовпадающие узлы являются, очевидно, возможными носителями пластической деформации, если этот потенциальный рельеф позволяет им двигаться вдоль границы под действием приложенного напряжения сдвига подобно зернограничным дислокациям в кристалле. Такое движение вдоль границы возможно, если при этом выполняется условие трансляционной инвариантности в квазикристаллических нанокластерах по обе стороны границы.

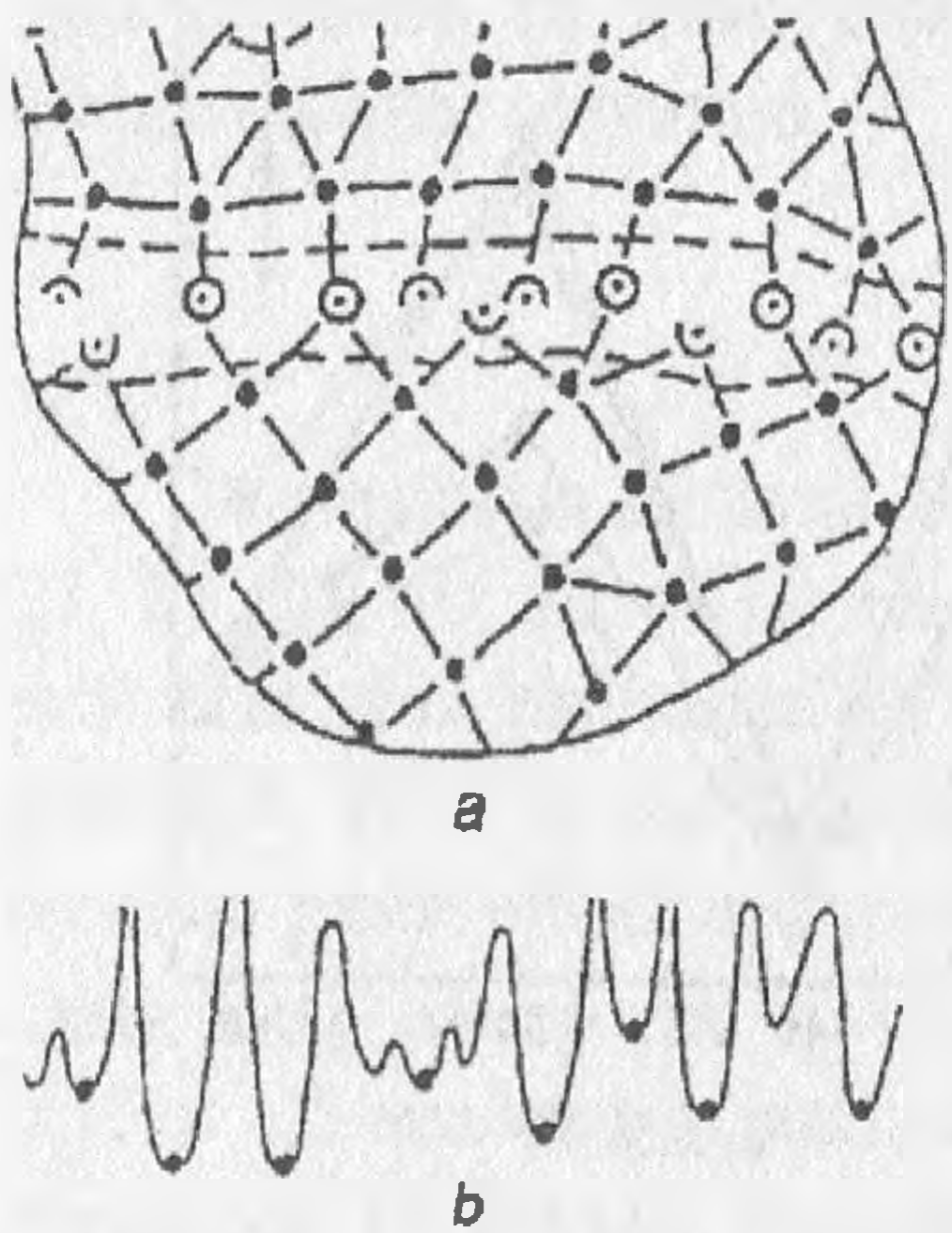


Рис. 4. а) Схема двумерного поликластера с межкластерной границей (штриховая линия); б) Соответствующий потенциальный рельеф вдоль этой границы [17].

Следовательно, наблюдаемые немонотонные зависимости  $\sigma_{fp}$  легко понять, если величины  $c_c$ , либо  $c_{nc} = 1 - c_c$  существенно различны для сплавов стехиометрического и соседних составов. К сожалению, величины  $c_c$ , либо  $c_{nc} = 1 - c_c$  пока не удается измерить экспериментально прямыми методами высоко разрешающей электронной микроскопии или ионно-полевой микроскопии.

Поэтому, приходится решать обратную задачу сравнительной оценки величин  $c_c$  для стехиометрического и соседних составов. Обозначим  $\sigma_p^{min}$ ,  $\sigma_{oc}^{min}$  и  $c_c^{min}$  величины, появляющиеся в (1) для стехиометрических составов, а  $\sigma_p^{max}$ ,  $\sigma_{oc}^{max}$  и  $c_c^{max}$  те же величины для соседних составов. Можно показать [18, 21], что

$$c_c^{min} / c_c^{max} < (\sigma_p^{min} / \sigma_p^{max}) \quad (2)$$

дает верхнюю оценку относительного уменьшения доли совпадающих узлов  $c_c^{min} / c_c^{max}$  на межкластерных границах в аморфных сплавах стехиометрических составов. Оценки этой величины из рисунков 1 – 3 дают для сплавов  $Fe_{100-x}B_x$ ,  $Fe_{80-x}Ni_xB_{20}$  и  $Fe_{85-x}Co_xB_{15}$  соответственно, 0,9; 0,8 и 0,52 (а также 0,53). Следовательно, концентрации совпадающих узлов на границах аморфных сплавов стехиометрических составов должны быть меньше, соответственно, на 10%, 20% и ~50%, чем в остальных аморфных сплавах данных систем. Соответственно, концентрации  $c_{nc}$  несовпадающих узлов, играющих роль носителей пластичности – аналогов подвижных дислокаций – должны быть выше в аморфных сплавах стехиометрических составов и обеспечивать их большую пластичность при деформации.

В отличие от границ зерен в поликристаллах, для которых всегда выполняется трансляционная инвариантность и возможен зернограницный сдвиг, в поликластерных телах трансляционная инвариантность имеет место только на малой части межкластерных границ специальных ориентаций. Именно к таким границам относятся изложенные представления, объясняющие немонотонные концентрационные зависимости критических напряжений сдвига ряда аморфных сплавов.

Наблюдаемые аномалии концентрационных зависимостей критических напряжений катастрофического сдвига в аморфных сплавах находят свое объяснение в терминах предполагаемой существенно различной атомной – дислокационной структуры – межкластерных границ, что, кроме того, позволяет предсказать повышенную пластичность аморфных сплавов стехиометрических составов. Предполагаемый потенциальный рельеф для межкластерных дислокаций вдоль межкластерных границ различных типов сможет быть оценен после отыскания атомных структур нанокластеров в аморфных сплавах современными методами анализа структуры аморфных сплавов [22].

Таким образом, представление о подвижных дислокациях в аморфных сплавах, находящихся на границах между нанокластерами, позволяет объяснять и предсказывать аномалии концентрационных зависимостей механических свойств аморфных сплавов.

Авторы считают своим приятным долгом выразить благодарность профессору А. С. Бакаю (ННЦ ХФТИ, Харьков, Украина) за плодотворные дискуссии, а также профессору П. Дугаю (Институт физики, Братислава, Словакия) за приготовление аморфных сплавов.

### Список литературы

1. Masumoto T., Maddin R. // *Acta Met.* 1971. Vol. 19. P. 725-731.
2. Johnson W. L. // *MRS Bulletin.* 1999. Vol. 24, № 10. P. 42-56.
3. Tabachnikova E. D., Bengus V. Z., Molokanov V. V., Mikhailova T. N. // *Key Engineering Materials.* 1994. Vol. 97-98. P. 103-108.
4. McClintock F. A., Argon Ali S. *Mechanical Behavior of Materials*, Addison-Wesley, Reading, Massachussets. 1966. 512 p.
5. Argon A. S. // *Glass Science and Technology*, Vol. 5, Acad. Press, N.Y., 1980, P. 79-82.
6. Bengus V. Z., Tabachnikova E. D., Shumilin S.E., Golovin Y. I., Makarov M. V., Miskuf J., Csach K., Ocelik V. // *Intern. Journ. of Rapid Solidification*, 1993. Vol. 8. P. 21-31.
7. Li, J.C.M. // *Metallic Glasses (ASM Seminar, 1976, American Society for Metals, Metals Park, Ohio, 1978)* 224-241.
8. Белявский В. И., Хоник В. А., Рябцева Т. Н. // *Металлофизика*, 1989. Т. 11, No.3. С.106-110.
9. Dixmier J., Sadoc J. F. // *Metallic Glasses*, ASM, Metals Park, Ohio, 1978, P. 120-133.
10. Gaskell P. // *Topics in Applied Physics*, Vol. 53, *Glassy Metals II* (eds. H.Beck and H.-J. Gunterodt) Springer, Berlin (1983) P. 7-57.
11. Gilbert G. J., Schroeder V., and Ritchie R. O. // *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1999. Vol. 30A. P. 1739-1753.
12. Hirotsu Y., Akada R. // *Japanese J. Appl. Physics*, 1984. Vol. 23. P. L479-L482.
13. Hirotsu Y. // *Mater. Sci. Eng.* 1994. Vol. A179/A180. P. 97-101.
14. Bakai A.S. // *Topics in Applied Physics*, Vol. 72, *Glassy Metals III* (eds. H.Beck and H.-J. Gunterodt) Springer, Berlin (1994) P. 209.
15. Bakai A. S. // *Low Temp. Phys.*, 1994. Vol. 20. P. 373-378; 1996. Vol. 22. P. 733-737; 1998. Vol.24. P. 20-29.
16. Емалетдинов А. К. // *ФТТ*, 1999. Т. 41. С. 1772-1778.
17. Bakai A. S. // *Materials Science Forum*, 1993. Vol. 123-125. P. 145-154.
18. Bakai A.S., Bengus V. Z., Tabachnikova E.D., Duhaj P. // *Low Temp. Phys.*, 1997. Vol. 23. P. 1004-1009.
19. Орлов А. Н., Перевезенцев В. Н., Рыбин В. В., *Границы зерен в металлах*. М.: Металлургия, 1980. 154 с.
20. Bengus V., Tabachnikova E., Csach K., Miskuf J., Ocelik V. // *Scripta Metall. Mater.*, 1996. Vol. 35. P. 781-784.
21. Бакай А.С., *Поликластерные аморфные тела*, Энергоатомиздат, М. 1987. С. 117.
22. Hirotsu Y., Matsushita M., Ohkubo T., Makino A., Oikawa T. // *Mater. Sci. Eng. A*, 1997. Vol. 226-228. P. 274-282.