

УДК 548.24

ВЛИЯНИЕ ИНИЦИИРОВАННЫХ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКОЙ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ НА ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И НЕГОМОГЕННУЮ ПЛАСТИЧЕСКУЮ ДЕФОРМАЦИЮ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА

М.Н. ВЕРЕЩАГИН, О.М. ОСТРИКОВ

*Учреждение образования «Гомельский государственный
технический университет имени П.О. Сухого»,
Республика Беларусь*

В.Г. ШЕПЕЛЕВИЧ

Белорусский государственный университет, г. Минск

Введение. Широкое использование аморфных материалов в технике предполагает поиск эффективных способов их обработки с целью придания им нужной формы и высоких эксплуатационных характеристик. В настоящее время распространены термические и деформационные методы обработки материалов, отличающиеся своей простотой и высокой эффективностью [1]. Хорошо изученными являются вопросы деформационного упрочнения металлических изделий из поликристаллических материалов. Проведены систематические исследования по влиянию термической обработки на фазовые превращения и свойства кристаллических твердых тел.

Вопросы влияния термодиформационной обработки на свойства конденсированных систем, не имеющих дальнего порядка, изучены недостаточно полно. На начальной стадии находятся исследования влияния нанокристаллических включений на свойства аморфных материалов.

Целью данной работы явилось исследование влияния термической, лазерной обработки, а также обработки давлением на структуру, механические свойства и негомогенную пластичность аморфных сплавов на основе железа.

Методика эксперимента. Исследовались аморфные сплавы $Fe_{46,3}-Cr_{40}-Mo_{7,2}-V_{0,5}-B_{4,0}-Si_{2,0}$, $Fe_{81,4}-Cr_{4,0}-Mo_{6,0}-Ni_{5,2}-C_{1,0}-Mn_{2,1}-Al_{0,3}$, $Fe_{71,7}-Ni_{6,0M}-Co_{2,4}-Cr_{7,5}-Mo_{7,9}-B_{4,0}-Si_{0,5}$, $Fe_{86}-P_{9,8}-C_{1,0}-Si_{0,9}-Al_{1,7}-B_{0,6}$ (в вес. %), которые получались методом быстрого охлаждения расплава на наружную сторону медного закалочного диска [2]. Геометрические параметры образцов приведены в таблице 1. Скорость охлаждения ленты составляла $8 \cdot 10^5$ °C/с.

Таблица 1

Геометрические параметры исследуемых аморфных лент

Состав лент	Ширина, мм	Толщина, мкм
$Fe_{71,7}-Ni_{6,0}-Co_{2,4}-Cr_{7,5}-Mo_{7,9}-B_{4,0}-Si_{0,5}$	6,45	78
$Fe_{81,4}-Cr_{4,0}-Mo_{6,0}-Ni_{5,2}-C_{1,0}-Mn_{2,1}-Al_{0,3}$	1,95	80
$Fe_{86}-P_{9,8}-C_{1,0}-Si_{0,9}-Al_{1,7}-B_{0,6}$	0,48	72

Рентгеноструктурный и рентгенофазный анализы проводились на дифрактометре ДРОН-3 в монохроматическом CuK_{α} -излучении в следующем режиме: напряжение 30 кВ, ток 20 мА, скорость счетчика 2 град/мин. Распределение элементов в аморфных лентах

исследовалось с помощью микрорентгеноспектрального анализа с использованием установки Comesa.

Изучение микроструктуры проводили на оптическом микроскопе «Neophot-21» и электронном растровом микроскопе CamScan-4.

Изохронный отжиг производился на воздухе. Аморфная лента при заданной температуре выдерживались в течение 20 минут. Затем производились испытания сплава. Далее отжиг повторялся, но при более высокой температуре. Максимальная температура отжига составила 700 °С. Изотермический отжиг проводился при температурах 300 и 500 °С.

Лазерная обработка осуществлялась с помощью твердотельного лазера с длительностью импульса 10^{-3} с и энергией $4 \div 10$ Дж. Использовалась расфокусировка луча.

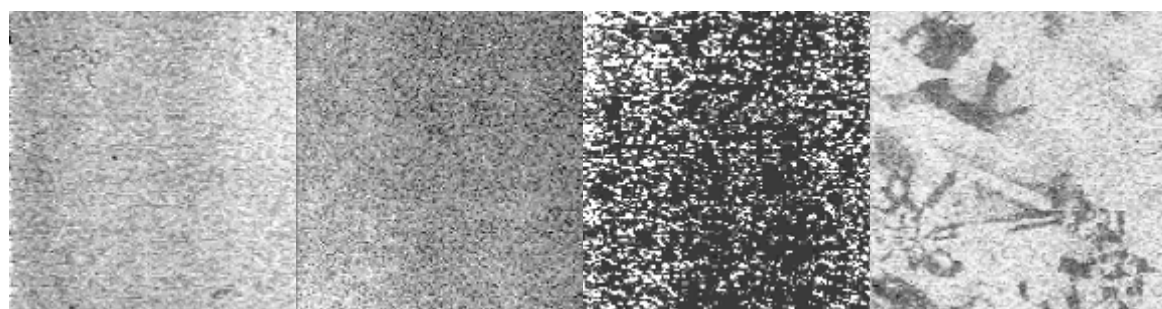
При обработке давлением использовались прокатка, квазистатическое деформирование поверхности, импульсное деформирование. Прокатка осуществлялась на прокатном стане до остаточной деформации лент 10 %. Для квазистатического и импульсного деформирования изготавливался специальный штамп.

Измерялось удельное электрическое сопротивление исходных и обработанных лент.

В плане механических испытаний проводились измерения микротвердости, предела прочности при одноосном растяжении на установке ComTen94. Пластические характеристики лент контролировались методом деформирования на изгиб.

Исследование влияния фазовых превращений на неомогенную пластическую деформацию обработанных лент производилось с помощью методики локального деформирования с использованием алмазного индентора Виккерса прибора ПМТ-3 [3].

Результаты эксперимента и их обсуждение. На рис. 1 представлен пример распределения некоторых элементов в аморфном сплаве $Fe_{46,3}-Cr_{40}-Mo_{7,2}-V_{0,5}-B_{4,0}-Si_{2,0}$. Аналогичные исследования были проведены и для других исследуемых сплавов. Четко прослеживается равномерность в распределении элементов, что указывает не только на физическую, но и на химическую аморфность исследуемых металлических стекол.



Fe

Cr

B

Si

Рис. 1. Результаты микрорентгеноспектрального анализа распределения некоторых элементов в аморфном сплаве $Fe_{46,3}-Cr_{40}-Mo_{7,2}-V_{0,5}-B_{4,0}-Si_{2,0}$

Результаты рентгеноструктурного анализа представлены на рис. 2. Для аморфного состояния сплавов на основе железа характерно наличие размытого пика в области 110 α -Fe. Отжиг до 700 °С приводит к уменьшению ширины пика 110 α -Fe и увеличению его интенсивности. Это указывает на переход аморфного материала в кристаллическое состояние. Расшифровка рентгенограмм (см. рис. 2) показала, что отжиг способствует выделению боридных и силицидных фаз.

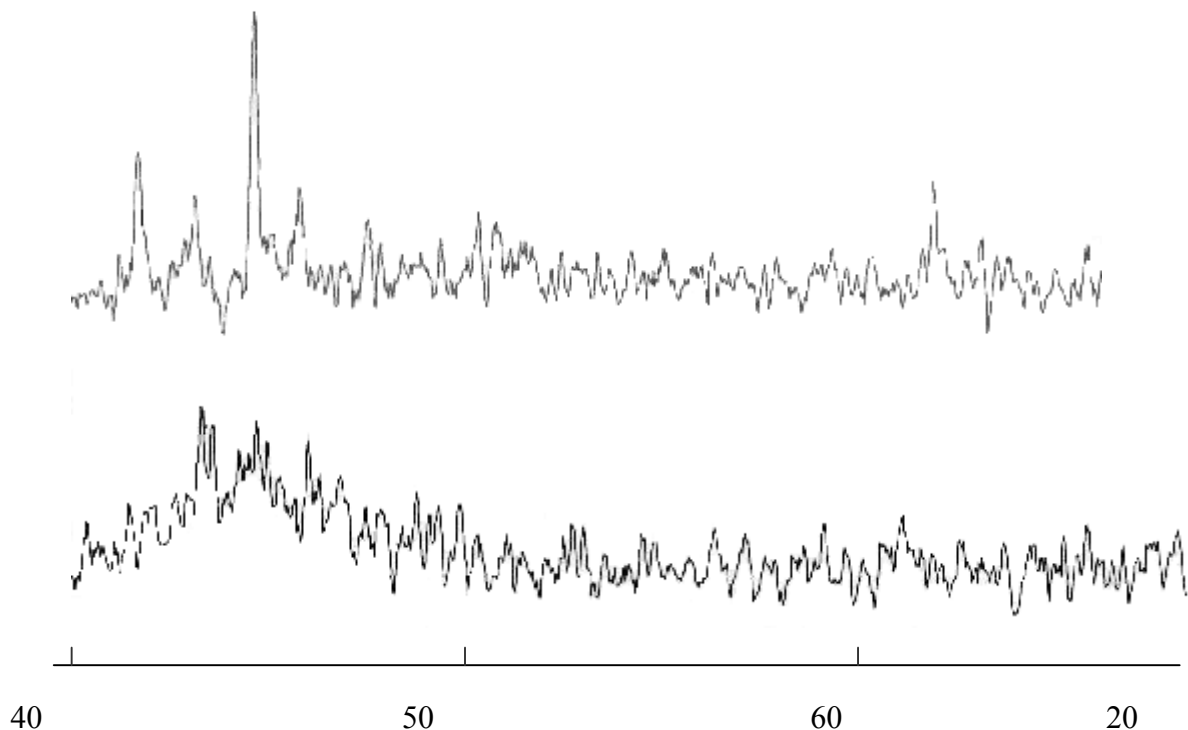
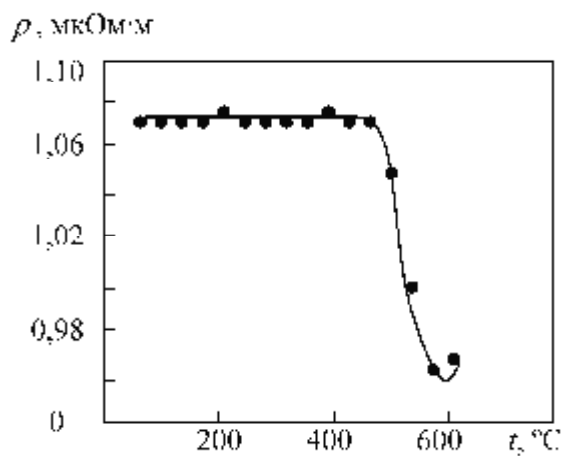
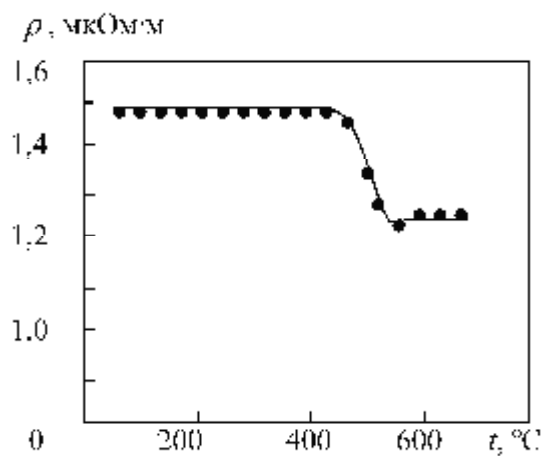


Рис. 2. Рентгенограммы сплава $Fe_{46,3}-Cr_{40}-Mo_{7,2}-V_{0,5}-B_{4,0}-Si_{2,0}$: нижний спектр – аморфный сплав; верхний – отожженный при $700\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 30 мин

Переход из аморфного в кристаллическое состояние сплавов $Fe_{46,3}-Cr_{40}-Mo_{7,2}-V_{0,5}-B_{4,0}-Si_{2,0}$, $Fe_{81,4}-Cr_{4,0}-Mo_{6,0}-Ni_{5,2}-C_{1,0}-Mn_{2,1}-Al_{0,3}$, $Fe_{71,7}-Ni_{6,0}-Co_{2,4}-Cr_{7,5}-Mo_{7,9}-B_{4,0}-Si_{0,5}$ изучался по зависимостям удельного электросопротивления ρ от температуры. Результаты эксперимента представлены на рис. 3а, б, в. Температурным интервалом перехода исследуемых аморфных сплавов в кристаллическое состояние явился интервал $450 \div 600\text{ }^{\circ}\text{C}$. Переход в кристаллическое состояние сопровождался повышением хрупкости лент и, соответственно, потерей гомогенной пластичности (см. рис. 3г).



а)



б)

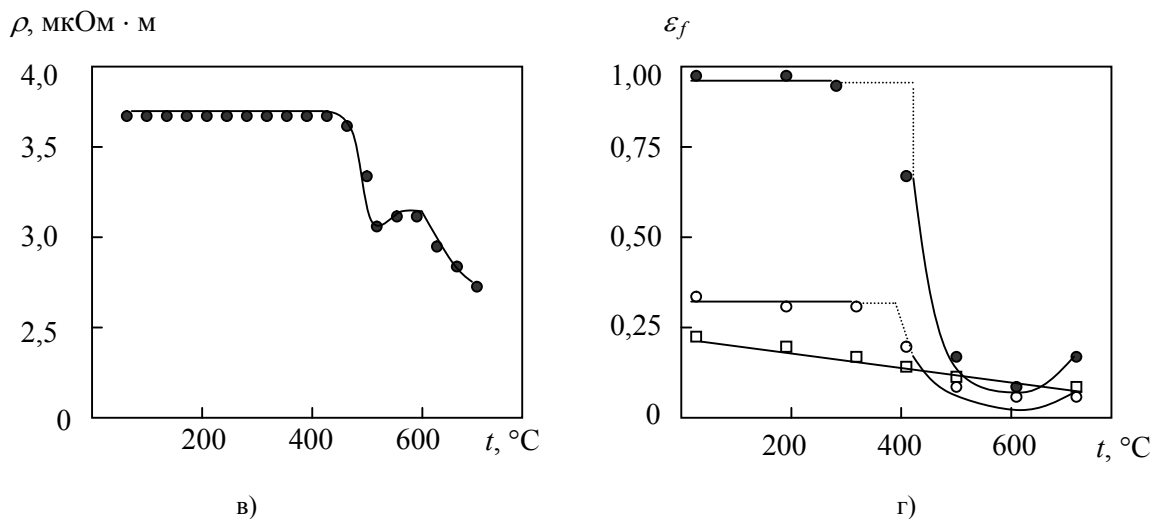


Рис. 3. Зависимость удельного электросопротивления ρ от температуры изохронного отжига для сплавов: а – $Fe_{46,3}-Cr_{40}-Mo_{7,2}-V_{0,5}-B_{4,0}-Si_{2,0}$, б – $Fe_{81,4}-Cr_{4,0}-Mo_{6,0}-Ni_{5,2}-C_{1,0}-Mn_{2,1}-Al_{0,3}$, в – $Fe_{71,7}-Ni_{6,0}-Co_{2,4}-Cr_{7,5}-Mo_{7,9}-B_{4,0}-Si_{0,5}$; г – зависимость показателя пластичности ϵ_f от температуры изохронного отжига: ● – $Fe_{46,3}-Cr_{40}-Mo_{7,2}-V_{0,5}-B_{4,0}-Si_{2,0}$, ○ – $Fe_{81,4}-Cr_{4,0}-Mo_{6,0}-Ni_{5,2}-C_{1,0}-Mn_{2,1}-Al_{0,3}$, □ – $Fe_{71,7}-Ni_{6,0}-Co_{2,4}-Cr_{7,5}-Mo_{7,9}-B_{4,0}-Si_{0,5}$

На рис. 4 представлены результаты испытаний сплавов $Fe_{81,4}-Cr_{4,0}-Mo_{6,0}-Ni_{5,2}-C_{1,0}-Mn_{2,1}-Al_{0,3}$, $Fe_{71,7}-Ni_{6,0}-Co_{2,4}-Cr_{7,5}-Mo_{7,9}-B_{4,0}-Si_{0,5}$, $Fe_{86}-P_{9,8}-C_{1,0}-Si_{0,9}-Al_{1,7}-B_{0,6}$ на разрыв. Видно, что наибольшее удлинение до разрыва достигается при деформировании аморфной ленты с составом $Fe_{86}-P_{9,8}-C_{1,0}-Si_{0,9}-Al_{1,7}-B_{0,6}$. Разрыв этой ленты происходит при наибольших усилиях. Наименее прочная лента имела состав $Fe_{81,4}-Cr_{4,0}-Mo_{6,0}-Ni_{5,2}-C_{1,0}-Mn_{2,1}-Al_{0,3}$.

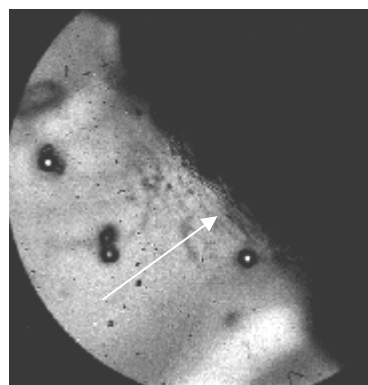
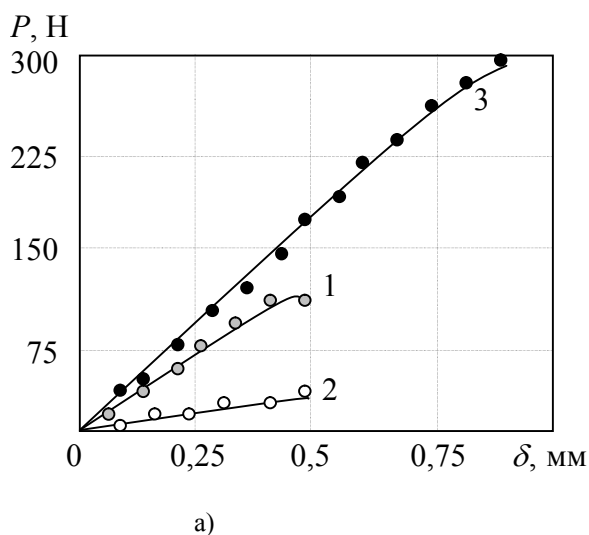


Рис. 4. Результаты испытаний на разрыв: а – аморфных лент $Fe_{71,7}-Ni_{6,0}-Co_{2,4}-Cr_{7,5}-Mo_{7,9}-B_{4,0}-Si_{0,5}$ (1), $Fe_{81,4}-Cr_{4,0}-Mo_{6,0}-Ni_{5,2}-C_{1,0}-Mn_{2,1}-Al_{0,3}$ (2) и $Fe_{86}-P_{9,8}-C_{1,0}-Si_{0,9}-Al_{1,7}-B_{0,6}$ (3). Скорость нагружения 1 см/мин; область разрыва: б – аморфной ленты $Fe_{81,4}-Cr_{4,0}-Mo_{6,0}-Ni_{5,2}-C_{1,0}-Mn_{2,1}-Al_{0,3}$; стрелкой показаны полосы сдвига

Вид экспериментальных зависимостей $P = f(\delta)$ (здесь P – нагрузка, δ – абсолютное удлинение) указывает на то, что исследуемые аморфные ленты при растяжении ведут себя как хрупкие материалы. Площадки текучести на экспериментальной зависимости $P = f(\delta)$ в пределах погрешности измерений выявлено не было.

Отжиг лент при температуре 500 °С в течение 30 мин привел к тому, что лента $Fe_{71,7}-Ni_{6,0}-Co_{2,4}-Cr_{7,5}-Mo_{7,9}-B_{4,0}-Si_{0,5}$ претерпела разрыв при нагрузке 2 кг и абсолютном удлинении 0,13 мм, лента $Fe_{81,4}-Cr_{4,0}-Mo_{6,0}-Ni_{5,2}-C_{1,0}-Mn_{2,1}-Al_{0,3}$ – при нагрузке 0,091 кг и

абсолютном удлинении 0,076 мм, а лента $Fe_{86}-P_{9,8}-C_{1,0}-Si_{0,9}-Al_{1,7}-B_{0,6}$ – при настолько малой нагрузке, что определение ее с помощью данной методики оказалось невозможным.

Изучение влияния изохронного и изотермического отжига на микротвердость аморфных сплавов показало (см. рис. 5), что нагрев до 500 °С у исследуемых материалов не приводит к повышению микротвердости. Дальнейшее увеличение температуры вызывает резкое возрастание микротвердости. Из рис. 3г и 4а видно, что повышение микротвердости происходит на фоне потери пластичности изучаемых сплавов и потери их прочности на разрыв.

В ходе изотермического отжига при 500 °С (см. рис. 5б) на начальном этапе нагрева микротвердость увеличивается, дальнейшая выдержка образцов при заданной температуре к изменению микротвердости не приводит.

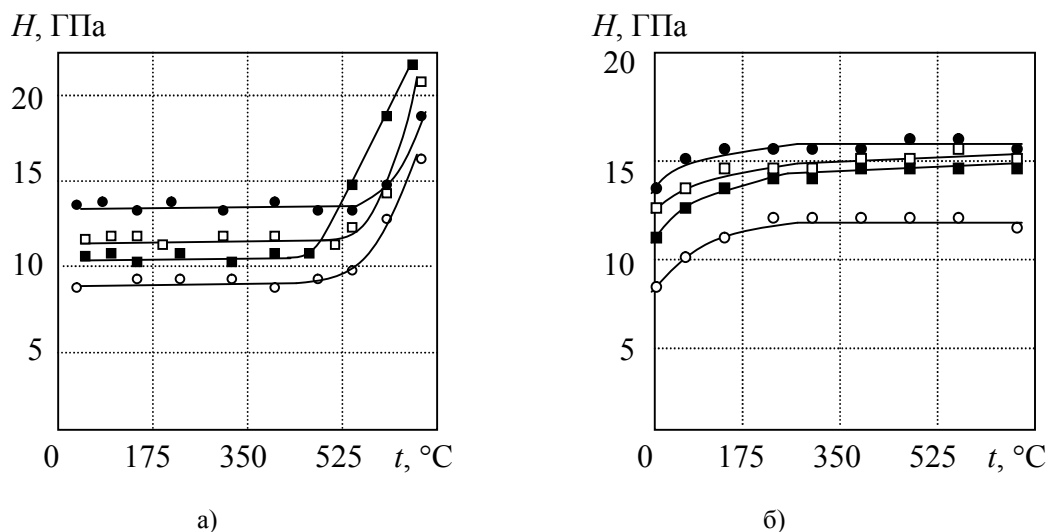
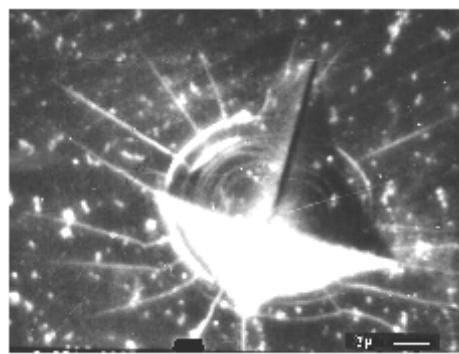
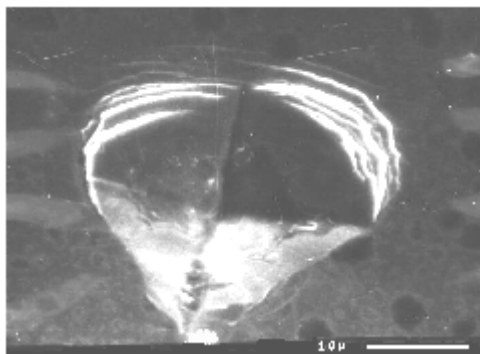


Рис. 5. Зависимости микротвердости H от температуры t изохронного отжига (а) сплавов: ■ – $Fe_{46,3}-Cr_{40}-Mo_{7,2}-V_{0,5}-B_{4,0}-Si_{2,0}$; □ – $Fe_{81,4}-Cr_{4,0}-Mo_{6,0}-Ni_{5,2}-C_{1,0}-Mn_{2,1}-Al_{0,3}$; ○ – $Fe_{71,7}-Ni_{6,0}-Co_{2,4}-Cr_{7,5}-Mo_{7,9}-B_{4,0}-Si_{0,5}$; ● – $Fe_{86}-P_{9,8}-C_{1,0}-Si_{0,9}-Al_{1,7}-B_{0,6}$ (сторона, контактировавшая при получении лент с воздухом); время отжига при заданной температуре равно 20 мин; результаты изотермического отжига при 500 °С (б)

Негомогенная пластичность аморфных сплавов исследовалась методом локального деформирования поверхности. Типичная деформационная картина, возникающая у отпечатка индентора при нагрузке на него до 1 Н, представлена на рис. 6а. У индентора наблюдаются полосы сдвига в виде чешуйчатых навалов в форме полуколец, окаймляющих индентор. При повышении нагрузки на индентор появляются полосы сдвига в виде лучей (рис. 6б). Количественные характеристики данных каналов негомогенной пластичности аморфных сплавов представлены на рис. 7. Видно, что для большинства рассматриваемых сплавов в исследованном интервале нагрузок зависимость $N_n = f(P)$ линейная. У сплава $Fe_{46,3}-Cr_{40}-Mo_{7,2}-V_{0,5}-B_{4,0}-Si_{2,0}$ при малых нагрузках N_n растет, а при нагрузке, близкой к 1,0 Н – убывает. Аналогичный вид имеют и зависимости $L_n = f(P)$.



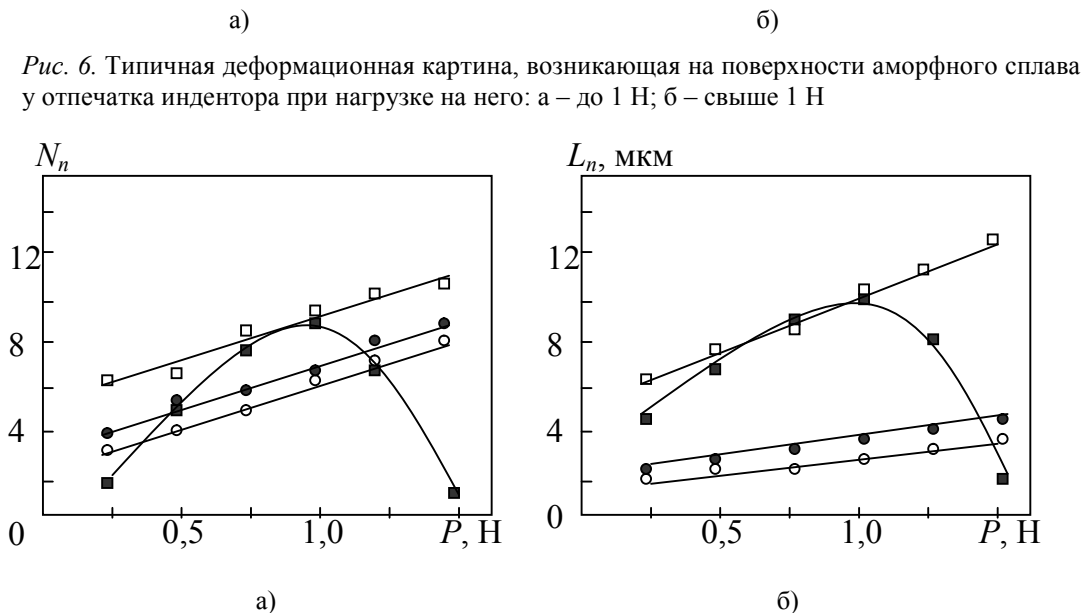


Рис. 7. Зависимость среднего числа N_n (а) и удаления L_n от отпечатка индентора (б) полос сдвига типа полуколец от нагрузки на индентор: ■ – $Fe_{46,3}-Cr_{40}-Mo_{7,2}-V_{0,5}-B_{4,0}-Si_{2,0}$; □ – $Fe_{81,4}-Cr_{4,0}-Mo_{6,0}-Ni_{5,2}-C_{1,0}-Mn_{2,1}-Al_{0,3}$; ○ – $Fe_{71,7}-Ni_{6,0}-Co_{2,4}-Cr_{7,5}-Mo_{7,9}-B_{4,0}-Si_{0,5}$; ● – $Fe_{86}-P_{9,8}-C_{1,0}-Si_{0,9}-Al_{1,7}-B_{0,6}$ (сторона, контактировавшая при получении лент с воздухом)

Результаты исследования влияния изохронного и изотермического отжигов на неомогенную пластичность сплавов $Fe_{46,3}-Cr_{40}-Mo_{7,2}-V_{0,5}-B_{4,0}-Si_{2,0}$, $Fe_{81,4}-Cr_{4,0}-Mo_{6,0}-Ni_{5,2}-C_{1,0}-Mn_{2,1}-Al_{0,3}$, $Fe_{71,7}-Ni_{6,0}-Co_{2,4}-Cr_{7,5}-Mo_{7,9}-B_{4,0}-Si_{0,5}$ представлены на рис. 8–10. Видно, что повышение температуры изохронного отжига существенного влияния на неомогенную пластичность не оказывает. В интервале температур $450 \div 600$ °С наблюдается резкое уменьшение числа и удаления от индентора полос сдвига типа полуколец, что связано с переходом аморфных материалов в кристаллическое состояние.

Прокатка, а также импульсное и квазистатическое деформирование лент приводило к понижению температуры начала кристаллизации и ее интенсификации. Это было установлено в ходе рентгеноструктурного анализа. Обработка давлением уменьшала активность неомогенной пластичности исследуемых аморфных сплавов.

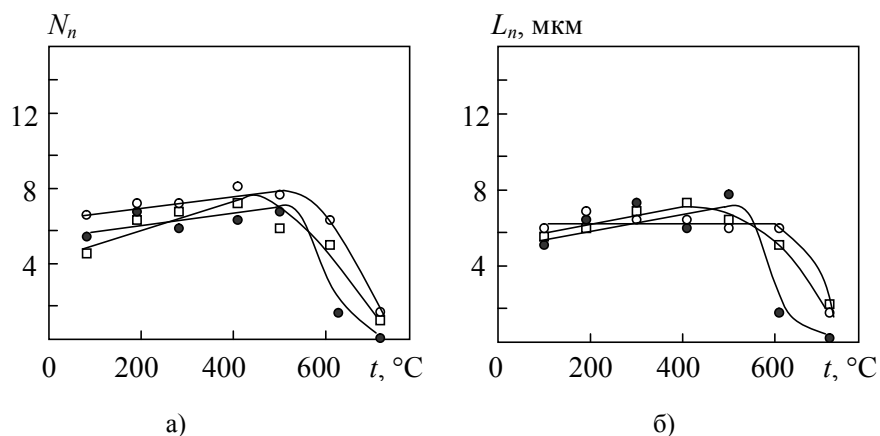


Рис. 8. Влияние изохронного отжига на неомогенную пластичность аморфных сплавов: ● – $Fe_{46,3}-Cr_{40}-Mo_{7,2}-V_{0,5}-B_{4,0}-Si_{2,0}$; ○ – $Fe_{81,4}-Cr_{4,0}-Mo_{6,0}-Ni_{5,2}-C_{1,0}-Mn_{2,1}-Al_{0,3}$; □ – $Fe_{71,7}-Ni_{6,0}-Co_{2,4}-Cr_{7,5}-Mo_{7,9}-B_{4,0}-Si_{0,5}$: а – зависимость $N_n = f(P)$; б – зависимость $L_n = f(P)$

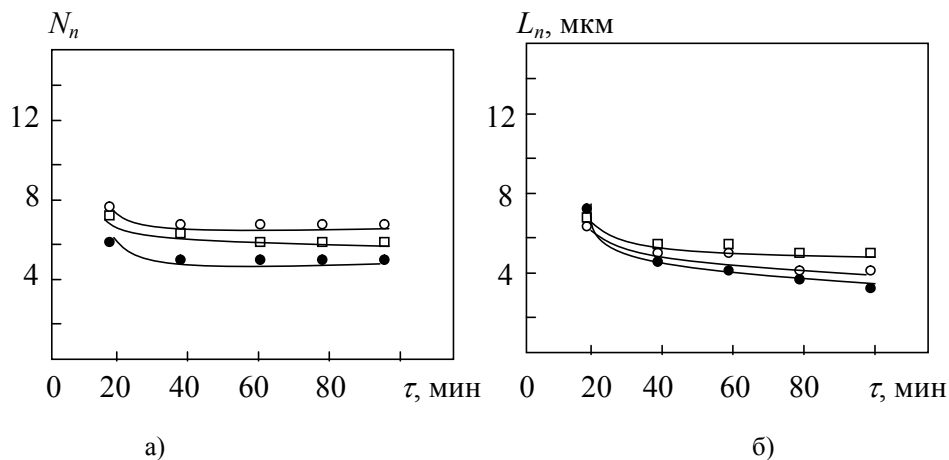


Рис. 9. Влияние изотермического отжига на негетогенную пластичность аморфных сплавов: \square – $Fe_{46,3}-Cr_{40}-Mo_{7,2}-V_{0,5}-B_{4,0}-Si_{2,0}$; \circ – $Fe_{81,4}-Cr_{4,0}-Mo_{6,0}-Ni_{5,2}-C_{1,0}-Mn_{2,1}-Al_{0,3}$; \bullet – $Fe_{71,7}-Ni_{6,0}-Co_{2,4}-Cr_{7,5}-Mo_{7,9}-B_{4,0}-Si_{0,5}$; а – зависимость $N_n = f(P)$; б – зависимость $L_n = f(P)$; температура отжига 300 °С

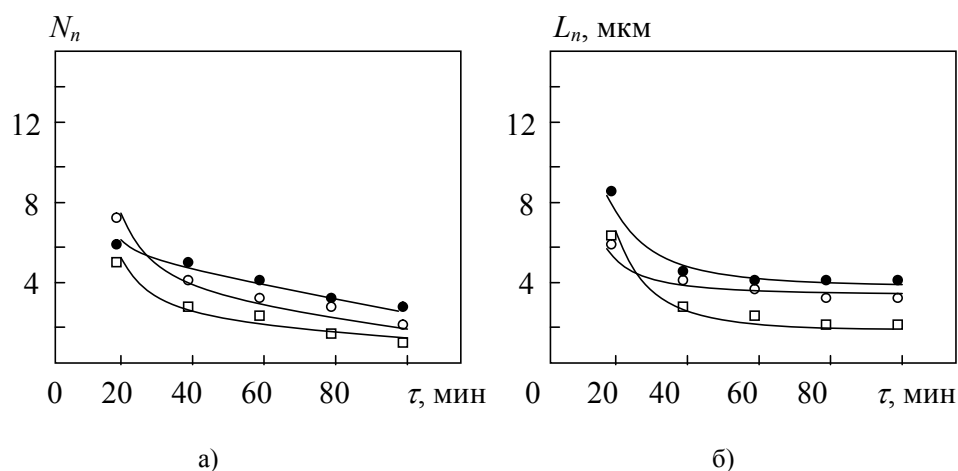


Рис. 10. Влияние изотермического отжига на негетогенную пластичность аморфных сплавов: \square – $Fe_{46,3}-Cr_{40}-Mo_{7,2}-V_{0,5}-B_{4,0}-Si_{2,0}$; \circ – $Fe_{81,4}-Cr_{4,0}-Mo_{6,0}-Ni_{5,2}-C_{1,0}-Mn_{2,1}-Al_{0,3}$; \bullet – $Fe_{71,7}-Ni_{6,0}-Co_{2,4}-Cr_{7,5}-Mo_{7,9}-B_{4,0}-Si_{0,5}$; а – зависимость $N_n = f(P)$; б – зависимость $L_n = f(P)$; температура отжига 500 °С

Лазерная обработка в сплавах $Fe_{46,3}-Cr_{40}-Mo_{7,2}-V_{0,5}-B_{4,0}-Si_{2,0}$, $Fe_{71,7}-Ni_{6,0}-Co_{2,4}-Cr_{7,5}-Mo_{7,9}-B_{4,0}-Si_{0,5}$, $Fe_{86}-P_{9,8}-C_{1,0}-Si_{0,9}-Al_{1,7}-B_{0,6}$ формирует метастабильную монокристаллическую фазу. Режимы лазерного воздействия можно разделить на две группы: непрожигающие аморфную ленту и оставляющие на ее поверхности пятно (рис. 11а) и прожигающие ленту (рис. 11б, в, г).

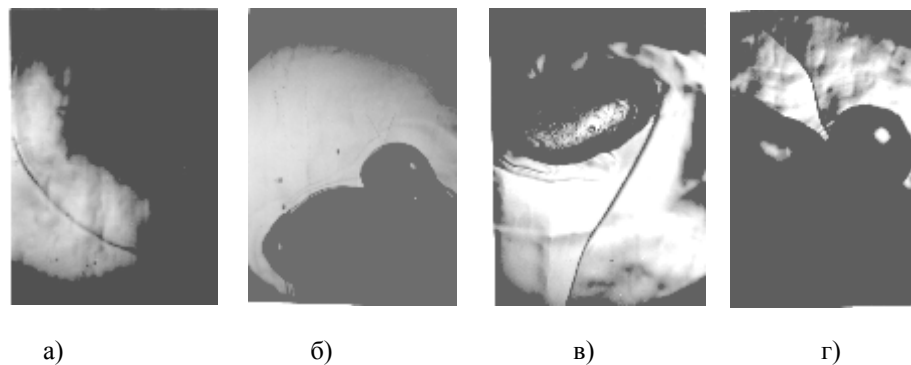


Рис. 11. Картины на поверхности аморфного сплава $Fe_{46,3}-Cr_{40}-Mo_{7,2}-V_{0,5}-B_{4,0}-Si_{2,0}$ в областях воздействия лазерного излучения: а – след пятна лазерного воздействия; б – наплывы на кромке прожженной дыры; в – полоса сдвига у наплыва; г – трещина между наплывами

Негомогенная пластичность в пятне лазерного воздействия при локальном его деформировании отсутствовала. Для режимов прожигания лент характерно наличие у кромок дыр наплывов (см. рис. 11б, в, г). У данных наплывов часто имеются полосы сдвига (см. рис. 11б, в). При интенсивных деформациях, как, например, на рис. 11г, у двух наплывов, вдоль полос сдвига развиваются трещины.

Выводы. Проведенные исследования влияния фазовых превращений, вызванных различной энергетической обработкой, на закономерности негомогенной пластичности аморфных сплавов на основе железа позволяют сделать следующие выводы:

1) термическая обработка до температуры 450 °С не оказывает существенного влияния на пластичность и электрические свойства, а также негомогенную пластичность аморфных сплавов на основе железа;

2) обработка давлением приводит к понижению температуры начала кристаллизации аморфных сплавов и гашению их негомогенной пластичности;

3) лазерная обработка при длительности импульсов 10^{-3} с приводит к разрушению аморфного состояния в очагах воздействия;

4) наплывы у кромок прожженных дыр на поверхности аморфных лент способствуют образованию полос сдвига и трещин, что говорит о наличии концентрации напряжений;

5) негомогенная пластичность при локальном деформировании поверхности аморфных лент реализуется путем развития полос сдвига в виде чешуйчатых навалов и лучей.

Работа поддержана ФФИ РБ (грант Т03-144).

Список литературы

1. Остриков О.М. Влияние температурных условий деформирования на реализацию двойникования монокристаллов висмута, облученных ионами бора, азота и углерода //Изв. вузов. Черная металлургия. – 2003. – № 2. – С. 29-31.
2. Верещагин М.Н., Шепелевич В.Г., Остриков О.М., Цыбранкова С.Н. Особенности пластической деформации при индентировании пирамидой Виккерса поверхности аморфного сплава $Fe-Cr-Mo-V-B-Si$ //Физика металлов и металловедение. – 2002. – Т. 93, № 5. – С. 101-104.
3. Верещагин М.Н., Шепелевич В.Г., Остриков О.М., Цыбранкова С.Н. Исследование методом локального деформирования особенностей пластической деформации аморфного сплава $Fe-Cr-Mo-V-B-Si$ //Кристаллография. – 2002. – Т. 47, № 4. – С. 691-696.

Получено 18.12.2003 г.