

УДК 548.0

ВЛИЯНИЕ ПОЛИПАРАКСИЛИЛЕНОВЫХ ТОНКИХ ПЛЕНОК НА ОСОБЕННОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ЛОКАЛЬНОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ ПОВЕРХНОСТИ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА

О. М. ОСТРИКОВ

кандидат физико-математических наук, доцент
заведующий кафедрой инженерной графики

Гомельский государственный технический университет имени П. О. Сухого

Изучено влияние полипараксилиленовых тонких пленок на закономерности формирования полос сдвига на поверхности аморфных сплавов на основе железа у концентратора напряжений. Установлено, что при наличии тонких пленок на поверхности процесс перехода пластической деформации от стадии формирования чешуйчатых навалов к стадии образования полос сдвига в виде лучей смещается в область более высоких нагрузок. Тонкие полипараксилиленовые пленки ППК способствуют смещению максимума числа полос сдвига в виде чешуйчатых навалов в область более высоких нагрузок на индентор, а максимума удаления указанных полос сдвига от отпечатка индентора – в область низких нагрузок.

Ключевые слова: аморфные сплавы на основе железа, полосы сдвига, полипараксилиленовые тонкие пленки.

Изучение влияния тонких пленок на механические свойства твердых тел является актуальным направлением в современной науке. Однако, не смотря на большое внимание к данной проблематике, многие вопросы остаются мало изученными. Так, например, в современной литературе ограничены сведения, касающиеся влияния тонких пленок на свойства аморфных материалов.

Целью данной работы стало изучение влияния полипараксилиленовых (ППК) тонких пленок на особенности пластической деформации аморфных сплавов на основе железа.

Методика эксперимента. Аморфные сплавы $Fe-Cr-Mo-V-B-Si$, $Fe-Cr-Mo-Ni-C-Mg-Al$, $Fe-Ni-Co-Cr-Mo-B-Si$, $Fe-P-C-Si-Al-B$ получались спиннингованием на наружную поверхность медного диска-кристаллизатора. В качестве тигля для плавления сплава применяли кварцевую трубку со шлестовидным отверстием 0,25–0,3 мм при избыточном давлении аргона 0,2–0,5 МПа. Скорость охлаждения ленты составляла $8 \cdot 10^5$ °C/с. На поверхность аморфных лент наносилась тонкая пленка ППК различной толщины.

Полипараксилилен является линейным полимером с регулярной химической структурой $(-CH_2-C_6H_4-CH_2-)$ и молекулярной массой 200000 – 500000 ед.

Плотность ППК составляет $1,1 \text{ г/см}^3$, модуль упругости при растяжении 24500 кгс/см^2 , предел прочности при растяжении 630 кгс/см^2 .

ППК, осаждаемый на поверхности подложек, обычно имеет кристаллическую структуру, прозрачен в оптическом диапазоне, имеет высокие диэлектрические характеристики. Пленки конформны, являются равнотолщинными и ненапряженными. Адгезия ППК пленок к гладким поверхностям невелика, если не использованы различные методы предварительной обработки (например, плазмохимический).

ППК пленки на исследованных образцах получены по методу Горхэма, когда газ-мономер образуется в термическом реакторе в процессе пиролиза паров исходного димера – циклодипараксилола. Из высокотемпературного ($550\text{-}650^\circ\text{C}$) реактора затем газ-мономер поступает в низкотемпературную ($0\text{-}30^\circ\text{C}$) камеру нанесения пленок, где полимеризуется на поверхностях, имеющих температуру менее 30°C . Получение ППК пленок идет в проточном режиме при низких давлениях – от $0,1$ до 100 Па в различных технологических зонах установки.

Аморфные ленты помещались в вакуумную камеру установки получения ППК пленок, камера откачивалась до давления $0,1 \text{ Па}$, затем при давлении мономера в камере $3\text{-}5 \text{ Па}$ на образцах была получена пленка со средней скоростью 5 нм/мин . Толщина пленки составляла 10 и 100 нм . В плане исследования особенностей пластической деформации аморфных сплавов следует отметить такое достоинство получаемых покрытий, как прозрачность для световых волн.

Рентгеноструктурный и рентгенофазный анализы аморфных лент выполнены на дифрактометре ДРОН-3 в монохроматическом $\text{Cu}^{K\alpha}$ – излучении в следующем режиме: напряжение 30 кВ , ток 20 мА , скорость счетчика 2 град/мин .

Исследовались особенности пластической деформации аморфных сплавов *Fe-Cr-Mo-V-B-Si*, *Fe-Cr-Mo-Ni-C-Mg-Al*, *Fe-Ni-Co-Cr-Mo-B-Si*, *Fe-P-C-Si-Al-B* с нанесенными на их поверхности пленками ППК. Такими особенностями являлись полосы сдвига [1, 2], для обнаружения которых использовалось локальное деформирование поверхности. В качестве сосредоточенной нагрузки использовалась алмазная пирамида Виккерса прибора ПМТ-3. Эта методика позволяет дозировать величину деформации путем изменения нагрузки P на индентор. В данной работе она изменялась от $0,5$ до $2,0 \text{ Н}$, при этом глубина проникновения индентора не превышала 7 мкм . Измерялось удаление от отпечатка индентора полос сдвига в виде колец L . Фиксировалось их среднее число N . Велся статистический анализ измеренных параметров. Измерения велись на двух сторонах аморфных лент, то есть на стороне, соприкасавшейся при получении с медным диском кристаллизатором, и на стороне, соприкасавшейся с воздухом.

Результаты эксперимента и их обсуждение. Рентгеноструктурный и рентгенофазный анализы показали, что исследуемые материалы рентгеноаморфные.

Типичная деформационная картина, возникающая у отпечатка пирамиды Виккерса на поверхности аморфного сплава на основе железа, представлена на рис. 1. Наблюдается ансамбль полос сдвига двух типов: в виде колец или полуколец, окаймляющих отпечаток индентора, и в виде лучей, идущих от индентора. Следует отметить, что зависимость числа указанных дефектов от

нагрузки на индентор не однозначная. Согласно данным работы [2], полосы сдвига в виде колец возникают при малых нагрузках на индентор. Лучи же при отсутствии на поверхности пленки появляются при нагрузке на индентор выше 1 - 1,5 Н.



Рисунок 1. Типичная деформационная картина, возникающая на поверхности аморфного сплава у отпечатка пирамиды Виккерса. Снимок сделан с помощью растрового электронного микроскопа *Cam Scan-4*

На рис. 2, а и б представлены зависимости $N = f(P)$ и $L = f(P)$, полученные при испытаниях лент без пленок.

На рис. 2, а видно, что у сплава *Fe-Cr-Mo-V-B-Si* при испытаниях стороны, соприкасавшейся при получении ленты с воздухом (сторона 1), наблюдаются минимумы экспериментальной зависимости $N = f(P)$ при нагрузках на индентор 1 и 2 Н, а максимумы – при 0,5 и 1,5 Н. В целом на стороне 1 с ростом нагрузки на индентор число полос сдвига с ростом P убывает. На стороне, соприкасавшейся с медным диском-кристаллизатором (сторона 2), с ростом нагрузки на индентор число полос сдвига в виде чешуйчатых навалов плавно убывает, а после 1,5 Н число полос остается практически постоянным. Такой ход зависимости $N = f(P)$ говорит о том, что наиболее активно рассматриваемые полосы сдвига образуются при нагрузке на индентор, близкой к 0,5 Н. Далее процесс пластической деформации претерпевает переход к формированию полос сдвига в виде лучей, что приводит к перераспределению упругой энергии между двумя рассматриваемыми каналами пластической деформации, причем с ростом нагрузки на индентор больше энергии расходуется на формирование лучей. При этом чешуйчатые навалы, зародившись на некоторой промежуточной стадии внедрения индентора вминаются им в исследуемый материал. Наблюдение за вмятыми индентором полосами сдвига затруднительно и их число не учитывалось. Это отчасти и объясняет рассматриваемый спад значений N . Следует, однако, отметить, что в случае малых нагрузок на индентор, когда полосы сдвига в виде колец не вминаются в исследуемый материал, процесс их формирования существенно отличается от случая больших нагрузок. Отличие заключается в том, что при малых нагрузках формирование полос сдвига заканчивается при

прекращении проникновения индентора и при действии статических напряжений практически покоящегося индентора, находящегося под нагрузкой. При больших нагрузках на индентор формирование чешуйчатых навалов прекращается еще на стадии динамического деформирования, поэтому в данном случае рассматриваемый канал реализуется не в полной мере в плане использования энергии деформирования.

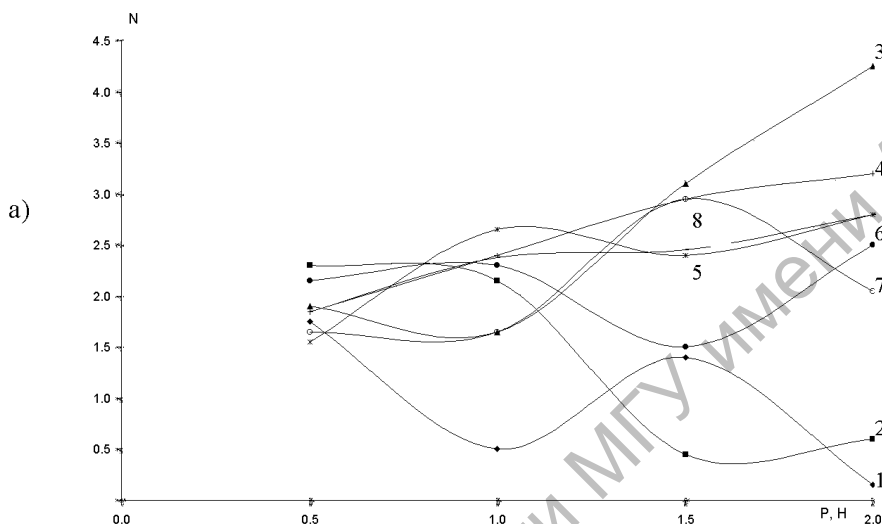


Рисунок 2. Зависимости среднего числа N полос сдвига и их удаления от грани отпечатка алмазной пирамиды L от нагрузки на индентор P : а и б – исходные образцы без пленки; в и г – с пленкой 10 нм; д и е – с пленкой 100 нм:

- 1 – $Fe-Cr-Mo-V-B-Si$ (сторона 1);
- 2 – $Fe-Cr-Mo-V-B-Si$ (сторона 2);
- 3 – $Fe-Cr-Mo-Ni-C-Mg-Al$ (сторона 1);
- 4 – $Fe-Cr-Mo-Ni-C-Mg-Al$ (сторона 2);
- 5 – $Fe-Ni-Co-Cr-Mo-B-Si$ (сторона 1);
- 6 – $Fe-Ni-Co-Cr-Mo-B-Si$ (сторона 2);
- 7 – $Fe-P-C-Si-Al-B$ (сторона 1);
- 8 – $Fe-P-C-Si-Al-B$ (сторона 2).

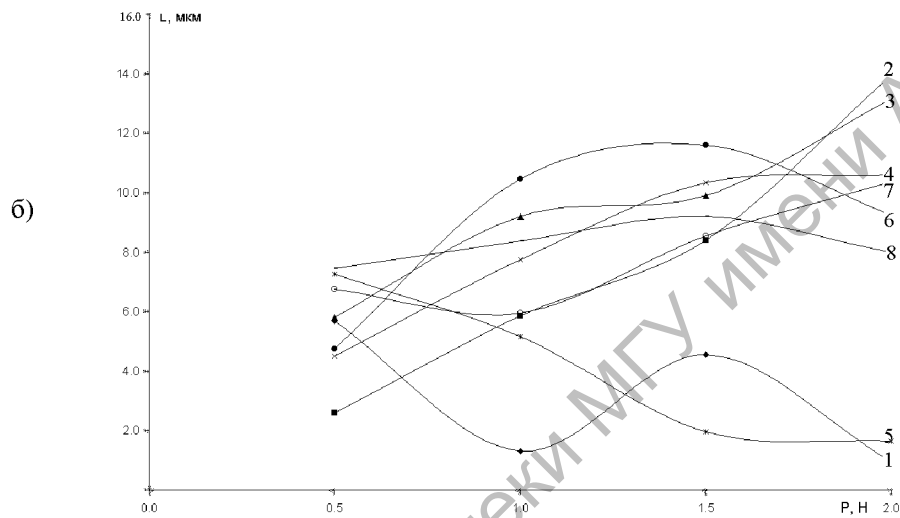
Сторона 1 контактировала при получении ленты с воздухом,
2 – с медным диском кристаллизатором

Совершенно иная картина наблюдается в случае сплава $Fe-Cr-Mo-Ni-C-Mg-Al$ (см. рис. 2, а). В этом случае для обеих сторон ленты наблюдается рост N при увеличении P . Согласно развиваемым представлениям, это говорит о том, что стадия перехода пластической деформации от формирования чешуйчатых навалов к полосам сдвига в виде лучей находится в области больших нагрузок на индентор, чем в случае сплава $Fe-Cr-Mo-V-B-Si$.

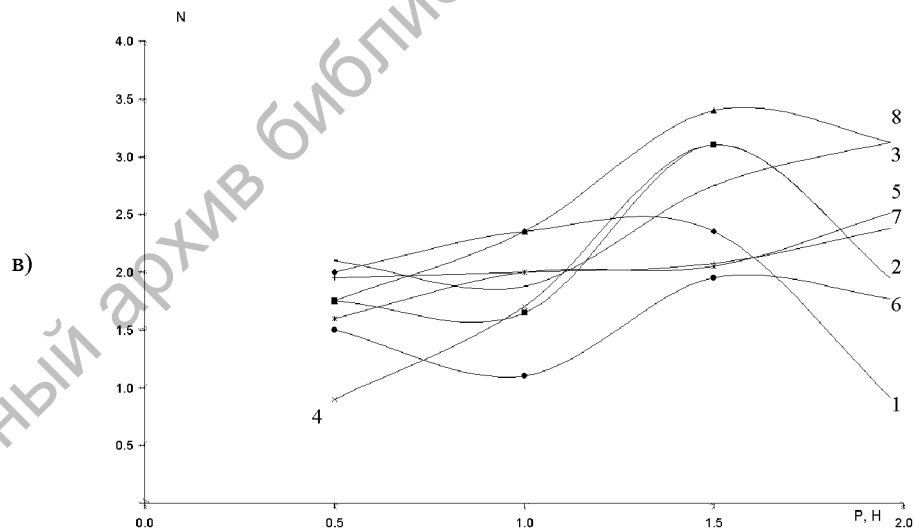
У сплавов $Fe-Ni-Co-Cr-Mo-B-Si$ и $Fe-P-C-Si-Al-B$ вид зависимости $N = f(P)$ более сглаженный и существенного изменения N с ростом P в исследуемом интервале нагрузок не наблюдалось.

Таким образом, в целом наибольшее число полос сдвига в виде чешуйчатых навалов наблюдается при нагрузках на индентор 1,5 и 2 Н у сплава $Fe-Cr-Mo-$

Ni-C-Mg-Al на стороне 1. При нагрузке 1 Н наибольшее число полос у сплава *Fe-Ni-Co-Cr-Mo-B-Si* на той же стороне, что и у предыдущей ленты. А при 0,5 Н больше дефектов на стороне 2 сплава *Fe-Cr-Mo-V-B-Si*. Следует отметить, что для исследуемых материалов разброс числа полос сдвига при нагрузке на индентор 0,5 Н невелик. Различие не превышает одной полосы сдвига. Однако с ростом нагрузки на индентор это различие существенно увеличивается и достигает максимума при 2 Н. При нагрузке 2 Н наименьшее число полос сдвига у сплава *Fe-Cr-Mo-V-B-Si*.



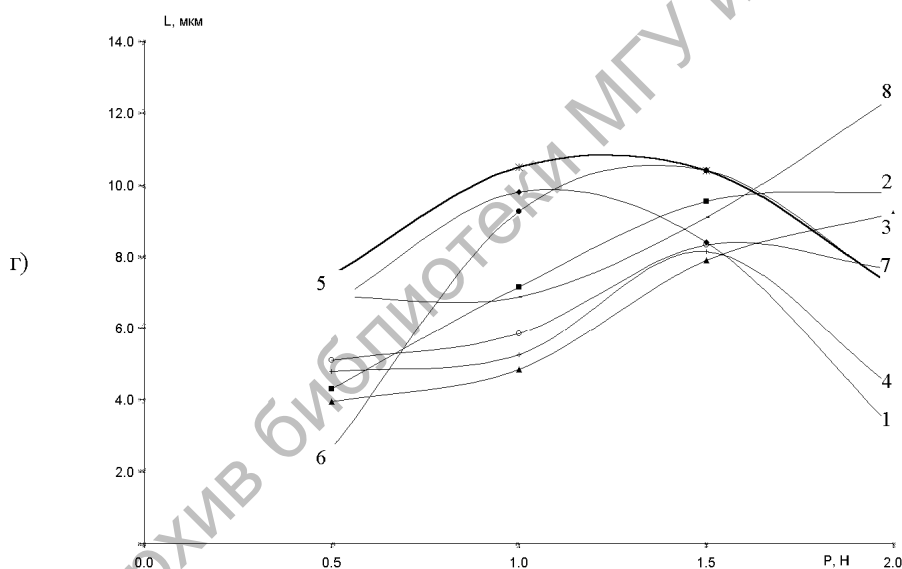
Продолжение рисунка 2



Продолжение рисунка 2

На рис. 2, б видно, что уменьшение числа чешуйчатых навалов с ростом нагрузки на индентор не всегда приводит к уменьшению удаления их от отпечатка индентора. Так у сплава $Fe-Cr-Mo-V-B-Si$ на стороне 2 (в отличие от стороны 1) на фоне уменьшения числа чешуйчатых навалов (см. рис. 2, а) наблюдается увеличение их удаленности от индентора с ростом нагрузки на него. Это говорит о том, что напряженное состояние и структура у двух поверхностей аморфной ленты различны. Вероятно, плотность дисклинаций на стороне 2 сплава $Fe-Cr-Mo-V-B-Si$ выше, чем на стороне 1. Являясь концентраторами внутренних напряжений, дисклинации способствуют активации процесса формирования полос сдвига. Более того, по данным работы [1], дисклинации в аморфных материалах активно взаимодействуют с дислокациями полос сдвига, что облегчает процессы генерации и развития полос сдвига. Аналогичная ситуация наблюдается и для двух сторон сплава $Fe-Ni-Co-Cr-Mo-B-Si$ (см. рис. 2, б).

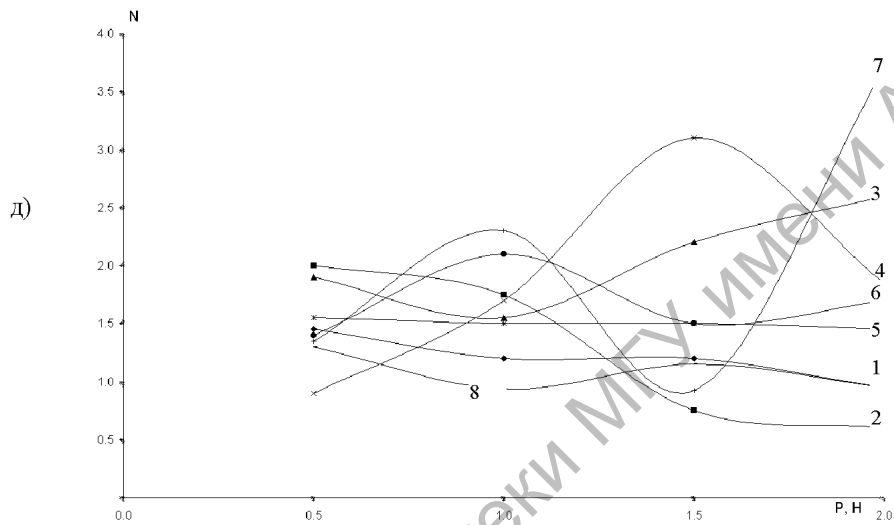
У сплава $Fe-Cr-Mo-Ni-C-Mg-Al$ с ростом нагрузки на индентор удаление от него полос сдвига в виде чешуйчатых навалов увеличивается на двух сторонах ленты. Практически аналогичная ситуация наблюдается и для сплава $Fe-P-C-Si-Al-B$ (см. рис. 2, б).



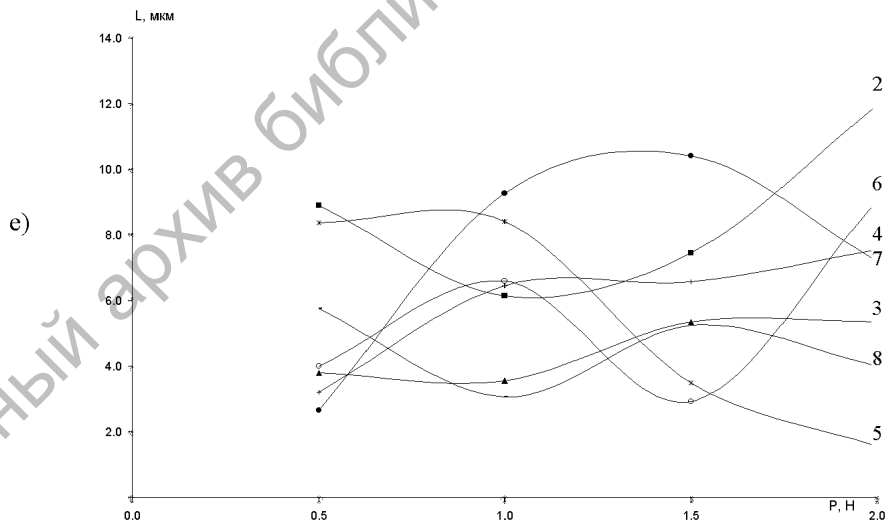
Продолжение рисунка 2

Особенностью формирования в аморфных лентах с нанесенными на их поверхности пленками ППК, полос сдвига в виде лучей является то, что их появление наблюдается при более высоких (порядка 2 Н) нагрузках на индентор, чем в случае лент без пленок. Это, вероятно, обусловлено тем, что необходимый уровень напряжений в областях зарождения лучей в материалах с пленками достигается позже, чем в сплавах без пленок. Об этом в частности свидетельствуют результаты измерений глубины проникновения индентора в зависимости от

нагрузки на него, проведенные в данной работе. Было установлено, что пленка действительно способствует уменьшению глубины проникновения индентора на величину порядка 3–5 мкм. Следовательно, пластическая деформация в исследуемых материалах с нанесенной на их поверхности пленкой проявляется менее интенсивно из-за меньшего объема материала подложки, вытиснутого индентором. А это в свою очередь приводит к тому, что стадия перехода пластической деформации от чешуйчатых навалов к лучам смещается в область более высоких нагрузок.



Продолжение рисунка 2



Окончание рисунка 2

Влияние пленок ППК на характер развития полос сдвига в виде колец представлено на рис. 2, в, г, д, е в виде зависимостей $N = f(P)$ и $L = f(P)$. В случае пленки 10 нм заметна общая тенденция смещения максимума числа рассматриваемых полос из области нагрузки 1 Н в область 1,5 Н (см. рис. 2, в). При наличии на поверхности аморфной ленты пленки толщиной 100 нм, ход зависимостей $N = f(P)$ более сглаженный (см. рис. 2, д), чем в случае пленки 10 нм. Это, вероятно, указывает, что в данном случае максимум числа полос сдвига смещен в область нагрузок на индентор больших 2 Н. Этим можно объяснить значительное увеличение N на стороне 1 сплава *Fe-P-C-Si-Al-B* с пленкой 100 нм при нагрузке на индентор 2 Н (см. рис. 2, д).

Для большинства исходных материалов, изучаемых в работе, максимальное удаление от отпечатка индентора полос сдвига типа колец наблюдается при нагрузке на 2 Н (см. рис. 2, б). На рис. 2, г, е наблюдается общая тенденция, указывающая на то, что наличие на поверхности тонкой пленки способствует смещению максимума удаления L в область более низких нагрузок на индентор. В случае пленки 10 нм (см. рис. 2, г) этот максимум находится в интервале 1 – 1,5 Н, а в случае пленки 100 нм – 0,5 – 1 Н. Хотя следует отметить, что такая ситуация наблюдается не для всех исследуемых сплавов. Отклонение от отмеченной тенденции смещения максимума L в область более низких нагрузок на индентор наблюдаются на сторонах, контактировавших при получении лент с медным диском-кристаллизатором.

Выводы. Изучено влияние тонких пленок ППК на закономерности формирования полос сдвига у отпечатка пирамиды Виккерса. Установлено, что при наличии тонких пленок на поверхности стадия перехода пластической деформации от формирования чешуйчатых навалов к образованию лучей смещается в область более высоких нагрузок. Более того, тонкие пленки ППК способствуют смещению максимума числа полос сдвига в виде чешуйчатых навалов в область более высоких нагрузок на индентор, а максимума удаления указанных полос сдвига от отпечатка индентора – в область низких нагрузок.

Автор благодарит М.Н. Верещагина за предоставленные образцы, Н.П. Глазырина – за помощь в нанесении покрытий и Д.Б. Зюкова – за помощь в проведении эксперимента.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. *Глезер, А. М.* Структура и механические свойства аморфных сплавов / А. М. Глезер, Б. В. Молотиллов. – Москва : Металлургия, 1992. – 208 с.
2. *Верещагин, М. Н.* / М. Н. Верещагин, В. Г. Шепелевич, О. М. Остриков, С. Н. Цыбранкова // Труды X Российской конференции “Строение и свойства металлических и шлаковых расплавов”. Т. IV: Взаимосвязь строения и свойств различных состояний (кристаллическое, квазикристаллическое, аморфное, жидкое). – Екатеринбург – Челябинск, 2001. – С. 3–6.

Поступила в редакцию 26.09.2017 г.

Контакты: omostrikov@mail.ru (Остриков Олег Михайлович)

Ostrikov O. THE INFLUENCE OF POLYPARAXYLYLENE THIN FILMS ON PLASTIC DEFORMATION IN LOCAL DEFORMATION OF SURFACE OF AMORPHOUS ALLOYS BASED ON IRON.

The influence of polyparaxylylene thin films on the regularities in the formation of shear bands on the surface of amorphous iron-based alloys at the stress concentrator is studied. It has been established that in the presence of thin films on the surface, the process of the transition of plastic deformation from the stage of formation of flake bulk to the stage of formation of shear bands in the form of rays is shifted to the area of higher loads. Thin polyparaxylylene PPK films help to shift the maximum of the number of shear bands in the form of scaly bulk to the area of higher loads on the indenter, and the maximum removal of these shear bands from the indenter print is to the area of low loads.

Keywords: amorphous alloys based on iron, shear bands, polyparaxylylene thin films.