

## ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ИЗОТЕРМИЧЕСКОГО ОТЖИГА НА ОСОБЕННОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА

С.Н. Цыбранкова

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

Научный руководитель Верещагин М.Н.

Аморфные металлические сплавы при нагреве изменяют свою структуру, что приводит к изменению их механических свойств. Влияние температуры на механические свойства для аморфных сплавов является более существенным, чем для кристаллических сплавов, поэтому вызывает интерес исследование изменения уровня механических свойств сплавов при переходе из аморфного состояния в кристаллическое.

В настоящее время большое внимание уделяется изучению пластической деформации аморфных материалов. Полосы сдвига являются основными каналами пластической деформации конденсированных систем, не имеющих дальнего порядка. Вместе с тем на данном этапе исследований нет ответа на вопрос, как влияет термическая обработка аморфных сплавов на кинетику формирования и развития полос сдвига.

В связи с этим актуальным представляется изучение влияния изотермического отжига на кинетику формирования полос сдвига при пластической деформации аморфных сплавов.

### Методика эксперимента

Исследовались аморфные сплавы систем Fe-Cr-Mo-V-B-Si, Fe-Cr-Mo-Ni-C-Mg-Al, Fe-Ni-Co-Cr-Mo-B-Si, которые получались спиннингованием расплава на наружную поверхность медного диска-кристаллизатора.

Рентгеноструктурный и рентгенофазный анализы выполнены на дифрактометре ДРОН-3 в монохроматическом  $\text{CuK}_\alpha$ -излучении.

Для получения количественных характеристик полос сдвига использовалось локальное деформирование поверхности быстрозакаленной ленты исследуемых сплавов алмазной пирамидой Виккерса прибора ПМТ-3. Нагрузка на индентор составляла 1,5 Н. Измерялись геометрические параметры возникающих у отпечатка индентора полос сдвига, а также фиксировалось их количество. Велся статистический анализ измеренных параметров. Измерения производились на противоположных сторонах исследуемых лент. Детальное изучение полос сдвига производилось с помощью растровой электронной микроскопии с использованием микроскопа CamScan-4.

Изотермический отжиг проводился при фиксированных температурах: 300 °С, 500 °С. Время отжига на первом этапе составляло 20 минут. Длительность каждого последующего этапа отжига увеличивалась на 20 минут по сравнению с предыдущим. Было осуществлено 5 этапов отжига, на каждом из которых проводились измерения параметров полос сдвига.

### Результаты эксперимента и их обсуждение

Рентгеноструктурный анализ показал, что исходные исследуемые сплавы рентгеноаморфные.

Вид деформационной картины, возникающей у отпечатка индентора Виккерса, существенно зависит от характера термического воздействия на систему, не имеющую дальнего порядка.

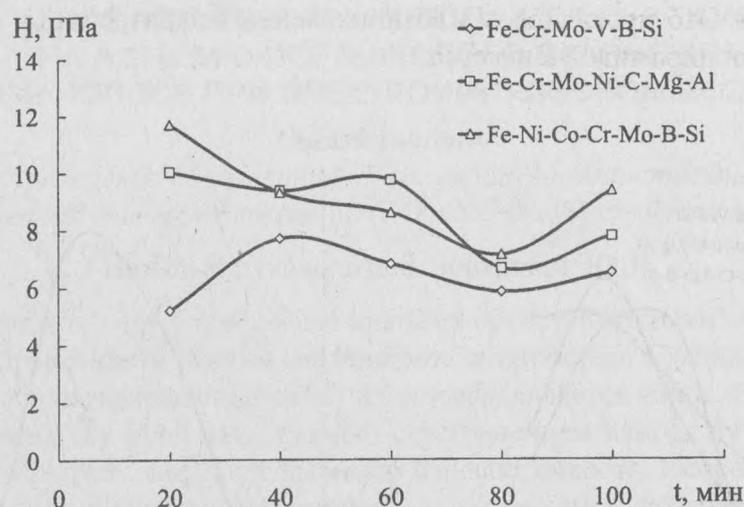


Рис. 1. Зависимость микротвердости  $H$  сплавов от времени  $t$  изотермического отжига (температура отжига  $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ , сторона ленты, контактировавшая с медным диском-кристаллизатором)

На рис. 1 представлены зависимости микротвердости  $H$  от времени  $t$  отжига для исследованных сплавов. Характер зависимостей, как показали исследования, не зависит от того, с какой стороны производились испытания. Более существенно влияние на данные зависимости элементного состава и температуры отжига. Наличие экстремумов на кривых  $H = f(t)$  связано, вероятно, с тонкими структурными изменениями, происходящими при отжиге: сегрегационными эффектами, вызванными перераспределением высокоподвижных атомов металлоидов; появлением субмикроскопических областей с повышенной корреляцией в расположении атомов; уменьшением степени совершенства аморфной матрицы и др.

Результаты влияния изотермического отжига на кинетику образования полос сдвига представлены на рис. 2, 3. Общий вид зависимостей  $N_{ch} = f(t)$  (где  $N_{ch}$  – среднее число полос сдвига типа чешуйчатых навалов,  $t$  – время отжига) при температуре отжига  $500\text{ }^{\circ}\text{C}$  для лент исследуемых составов представлен на рис. 2. Можно видеть, что с увеличением времени отжига до 40 минут число чешуйчатых навалов уменьшается. Дальнейшее увеличение времени отжига до 80 минут ведет к резкому возрастанию их количества. Для каждого из исследованных сплавов на кривых  $N_{ch} = f(t)$  имеется свой максимум количества полос сдвига типа чешуйчатых навалов. В дальнейшем их количество с ростом времени отжига монотонно уменьшается. Для отжига при температуре  $300\text{ }^{\circ}\text{C}$  общий вид зависимостей  $N_{ch} = f(t)$  имеет схожий характер, зависящий от элементного состава аморфных лент. Иной вид имеет зависимость  $N_{lc} = f(t)$  (где  $N_{lc}$  – среднее число полос сдвига типа лучей), представленная на рис. 3. Исследования показали, что полосы сдвига типа лучей у сплава Fe-Cr-Mo-V-B-Si возникают уже при температуре отжига  $300\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Максимальное их количество наблюдалось при отжиге в течение  $\approx 60$  минут. Дальнейшее увеличение времени отжига ведет к монотонному уменьшению количества данных лучей. Кроме того, длина полос сдвига типа лучей в окрестностях отпечатка индентора при этом убывает с увеличением времени. Полосы сдвига типа лучей у двух других исследуемых сплавов в процессе отжига не наблюдались.

При проведении исследований также было замечено, что при температуре отжига  $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ , независимо от продолжительности отжига, исследуемые ленты стано-

вятся хрупкими. Это проявлялось в возникновении микротрещин в фольгах при их деформировании пирамидой Виккерса.

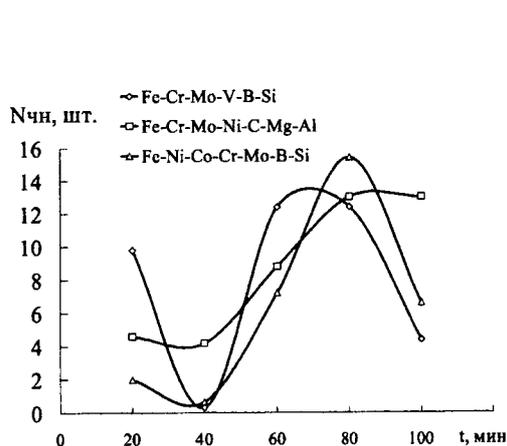


Рис. 2. Зависимость среднего числа полос сдвига типа чешуйчатых навалов  $N_{сд}$  от времени  $t$  изотермического отжига (температура отжига 500 °C, сторона ленты, контактировавшая с воздухом)

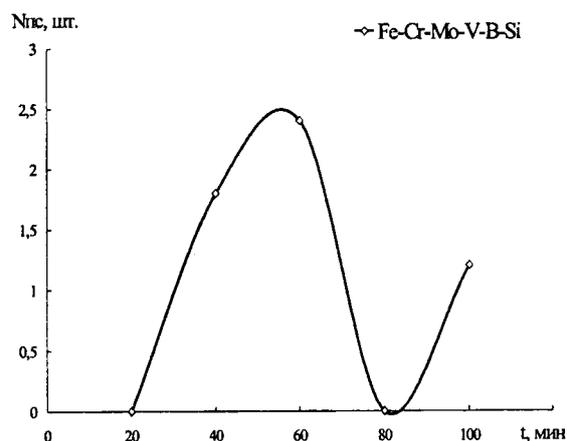


Рис. 3. Зависимость среднего числа полос сдвига типа лучей  $N_{сд}$  от времени  $t$  изотермического отжига (температура отжига 300 °C, сторона ленты, контактировавшая с воздухом)

Полученные результаты могут быть объяснены на основании структурных исследований. Установлено, что в исходном состоянии в материале, наряду с аморфной фазой, существовали такие фазы, как  $\alpha$ -Fe и  $\gamma$ -Cr. После отжига  $\gamma$ -Cr фаза исчезла, а  $\alpha$ -Fe – частично распадалась. Наряду с этим, в сплаве после изотермического отжига были выявлены бориды  $Fe_2B$ , силициды  $FeSi$ , а также соединение  $FeCr$  ( $\sigma$ -фаза).

Таким образом, при отжиге аморфных лент происходит их кристаллизация. Сначала выделяется  $\alpha$ -Fe, а при более высокой температуре происходит переход оставшейся аморфной фазы в метастабильную кристаллическую фазу  $Fe_2B$ ,  $FeSi$  и  $FeCr$  ( $\sigma$ -фаза), которые являются твердыми составляющими сплава. Можно предположить, что уменьшение числа и длины полос сдвига при увеличении температуры и времени отжига связано с переходом сплава из аморфного состояния в кристаллическое.

### Заключение

В результате исследования влияния изотермического отжига на пластическую деформацию аморфных сплавов Fe-Cr-Mo-V-B-Si, Fe-Cr-Mo-Ni-C-Mg-Al, Fe-Ni-Co-Cr-Mo-B-Si было установлено, что на ранних этапах отжига ( $t = 20...40$  минут) пластичность сплавов снижается, а затем по мере увеличения продолжительности отжига до 60...80 минут, когда наступают ранние стадии кристаллизации, происходит частичное восстановление пластичности. Дальнейший отжиг приводит к исчезновению пластицирующего эффекта.

Таким образом, именно одновременное присутствие аморфной и кристаллической фаз способно обеспечить некоторый рост пластичности. Как только аморфная матрица полностью закристаллизовалась, пластичность оказывается близкой к нулевой.