

Обнаружено, что при обратном переходе в процессе нагревания под напряжением, в сплаве происходит разупрочнение. Этот процесс влияет на накопление необратимой деформации при термоциклировании сплава $Ti_{50}Ni_{50}$ под нагрузкой. Разупрочнение обеспечивает уменьшение предела текучести при нагревании, что облегчает накопление пластической деформации при последующем охлаждении. Установлено, что факторы, влияющие на полноту реализации разупрочнения при нагревании – максимальная температура до которой нагревали образец и скорость нагревания – оказывают влияние на изменение параметров мартенситных превращений, функциональных свойств и необратимой деформации.

Таким образом, полученные результаты показали, что полнота реализации процессов упрочнения и разупрочнения при охлаждении и нагревании определяет параметры мартенситных переходов и оказывает влияние на стабильность функциональных свойств и накопление необратимой пластической деформации при термоциклировании. Чем больше в сплаве областей с высокой плотностью дефектов, тем меньше величина необратимой деформации, накапливающейся в образце при термоциклировании. Для того, чтобы этого добиться необходимо подавить процессы разупрочнения, которые имеют место при нагревании. С другой стороны, чем интенсивнее процесс разупрочнения реализуется при нагревании, тем больше в образце областей с низкой плотностью дефектов, а, следовательно, тем меньше изменение температур мартенситных переходов при термоциклировании.

Работа выполнена в рамках комплексного проекта СПбГУ № 6.37.147.2014 и 0.37.177.2014.

МОРФОЛОГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ИЗМЕНЕНИЯ ПОВЕРХНОСТИ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ ПРИ ИМПУЛЬСНОЙ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКЕ

Пермякова И.Е.¹, Глезер А.М.^{1,2}, Иванов А.А.³, Шеляков А.В.³

¹ ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», Москва, Россия,
inga_perm@mail.ru

² НИТУ МИСиС, Москва, Россия,
a.glezer@mail.ru

³ НИЯУ МИФИ, Москва, Россия,
andrej.ivanov@gmail.com; alex-shel@mail.ru

Введение

Новые перспективные процессы лазерной обработки все чаще внедряются в нанотехнологии и современное материаловедение. В настоящее время наблюдается возрастающий научный интерес к изменению физических свойств сплавов при переходе из аморфного в кристаллическое состояние. Метод лазерной обработки позволяет контролировать процесс формирования нанокристаллов, путем изменения энергии лазерного излучения, длительности импульсов, их частоты. Привлекательным при использовании лазерного облучения является и то, что, задавая закон распределения температур по объему материала, можно получать композиты с необходимым составом структурных единиц и структурных параметров. Использование лазерного воздействия может быть эффективным для локального повышения механических, магнитных характеристик аморфных сплавов (АС) и композитов на их основе. Анализируя литературные данные, следует отметить, что в научных кругах существует некий дефицит в исследованиях подобного рода.

Таким образом, исходя из вышеизложенного, возникает необходимость в детальном и комплексном изучении физических особенностей лазерного облучения АС с целью создания аморфно-нанокристаллических композитов с повышенной термической стабильностью, оптимальной твердостью, ненулевой пластичностью, коррозионной стойкостью и улучшенными магнито-мягкими характеристиками.

Материалы и методика

Объектами исследования являлись быстрозакаленные ленты АС ($\text{Fe}_{50}\text{Ni}_{133}\text{B}_{17}$ и $\text{Co}_{70,5}\text{Fe}_{0,5}\text{Cr}_4\text{Si}_7\text{B}_{18}$) толщиной 20 мкм и 30 мкм. Модификация их структуры и механических свойств проводилась с использованием облучения эксимерным ультрафиолетовым KrF лазером с длиной волны 248 нм и длительностью импульса 20 нс. Аморфность и степень кристаллизации АС контролировалась проведением структурных исследований (ПЭМ и РСА). Морфологию облучаемой поверхности АС и характер изломов изучали посредством оптической и сканирующей электронной микроскопии. Индентирование для определения микротвердости сплавов в облученных зонах лазерного воздействия проводили по стандартной методике на микротвердомере.

Результаты и обсуждение

С целью изготовления первых пробных аморфно-кристаллических композитов осуществлен подбор параметров лазерного воздействия: количество импульсов варьировалось от 1 до 1000; энергия импульса составляла 150 мДж; плотность энергии $\sim 0,6$ Дж/см²; площадь пятна ~ 25 мм².

Изучено морфологическое многообразие изменения рельефа поверхности после импульсного лазерного воздействия. Выявлено, что, начиная с 700 импульсов, на поверхности АС формируются оксидные пленки с цветами побежалости (рис. 1 а, б). Зная градуировочную таблицу цветов побежалости АС при термической обработке, можно приблизительно оценить температуру локального нагрева сплава, подвергнувшегося лазерному облучению. При сравнении, в качестве примера, с цветами побежалости при обычном печном отжиге АС $\text{Co}_{70,5}\text{Fe}_{0,5}\text{Cr}_4\text{Si}_7\text{B}_{18}$, можно констатировать, что температуры кратковременного нагрева материала при импульсах $n = 700-1000$ лежат в диапазоне от 450 до 850 °С. Кроме того, в зонах облучения лазером могут наблюдаться участки с областями перекристаллизации (рис. 1 в) и рост дендритов (рис. 1 г). Все это является «индикаторами» значительного разогрева поверхности ленточных образцов.

Кратеры, ступени и брызги (рис. 1 в) на поверхности сплава Fe-Ni-B, облученного при $n = 800$ импульсов и выше, являются результатом интенсивного испарения. Облако пара экранирует падающее излучение, увеличивая свою температуру и давление. Таким образом, оно воздействует на расплав, вытесняя материал под собой, образуя ступени, брызги.

Фрактографические исследования позволили оценить глубины закристаллизовавшихся слоев при лазерном воздействии (рис. 2). Путем изменения числа импульсов получены тонкие кристаллические слои на поверхности лент АС, двухслойные композиты из аморфно-кристаллических составляющих, а также полностью объемные закристаллизованные сплавы.

На рис. 3 продемонстрирован типичный вид поверхности разрушения ленточных образцов исследуемых АС в области фронта, разграничивающего участок лазерного воздействия от необработанной зоны. При детальном рассмотрении видно, что характер разрушения при переходе от одной зоны к другой меняется. В области, проработанной лазером, наблюдается хрупкое разрушение, в отличие от исходной аморфной зоны, с волокнистым вязким изломом, характеризующимся совокупностью как гладких участков скола так и системы переплетающихся «вен».

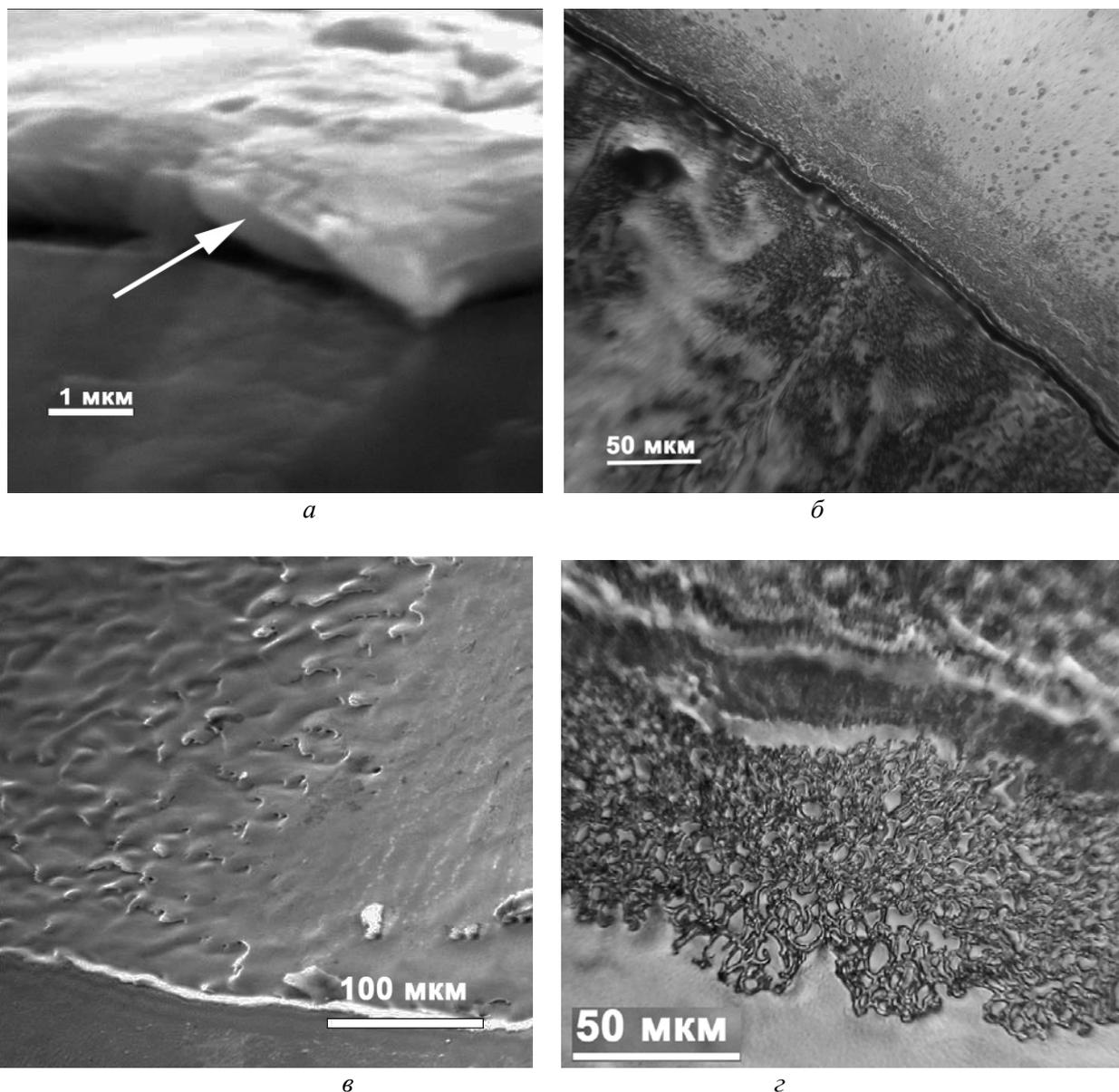


Рис. 1. Микроструктура облученной поверхности АС Fe-Ni-B при $n = 800$ импульсов: а) оксидная пленка, указанная стрелкой; б) цвета побежалости на поверхности и на фронте облученной зоны; в) релаксационные эффекты ступенчатого волнового течения под действием движения зоны оплавления; г) дендриты.

Проведена оценка микротвердости по Виккерсу для сплава системы Co-Fe-Cr-Si-B в зонах селективного лазерного облучения, полученных при разных числах импульсов (рис. 4). Видно, что изменение $Hv(n)$ носит весьма немонотонный характер. Наблюдаются два пика микротвердости. Следует отметить, что I максимум микротвердости при лазерной обработке $Hv_{\text{laser}} = 15$ ГПа в пределах аморфного состояния (см. гало на 1-ой дифракции рис. 4) несколько выше, чем при печном отжиге $Hv_{\text{anneal}} = 13,2$ ГПа. Данный факт говорит о том, что лазерный нагрев при 100 импульсах эффективнее способствует упрочнению материала, чем низкотемпературный печной отжиг, соответствующий температурам 100-150 °С. В то же время, он уступает технологии ИПД при 1/32-1/16 оборота, в результате которой, на первом этапе упрочнения АС, микротвердость достигает наибольшей величины $Hv_{\text{SPD}} = 20$ ГПа. По мере увеличения числа импульсов от 400 и выше, происходит более высокая термическая обработка, ведущая к стабилизации структуры и ко II пику микротвердости в условиях лазерного воздействия.

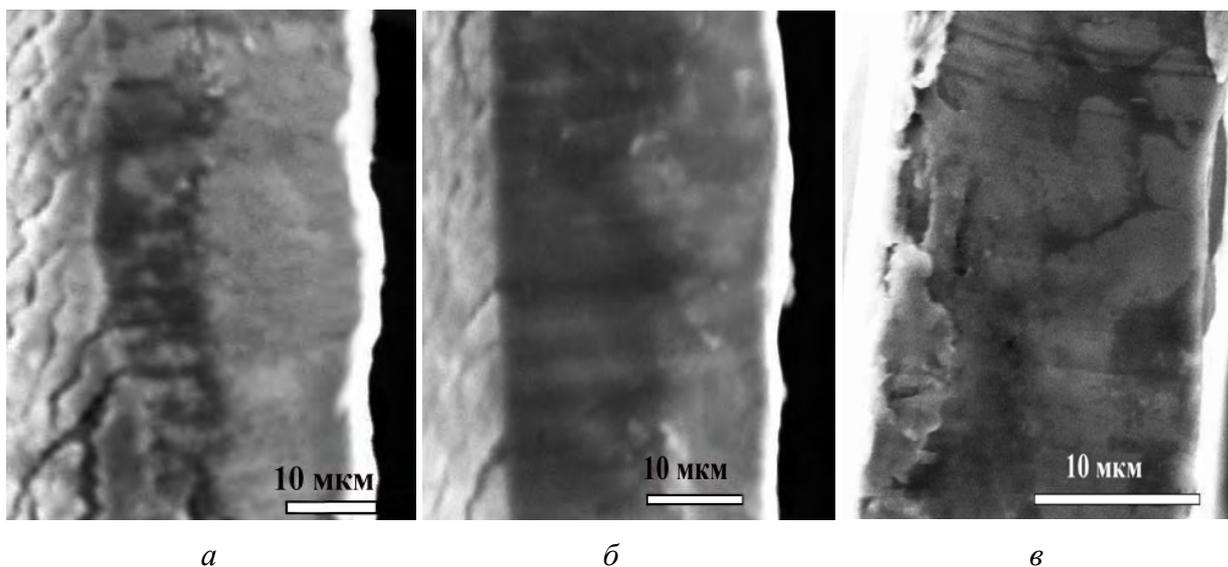


Рис. 2 Фрактография АС после лазерного воздействия: *а, б* – $\text{Co}_{70,5}\text{Fe}_{0,5}\text{Cr}_4\text{Si}_7\text{B}_{18}$ частично закристаллизованный (30 % и 50 %, соответственно), *в* – $\text{Fe}_{50}\text{Ni}_{33}\text{B}_{17}$ полностью закристаллизованный.

При кристаллизации АС, в ходе появления и «оптимального» распределения по объему аморфной матрицы дисперсных кристаллических частиц на основе кобальта, (см. точечные рефлексы на 2-ой дифракции рис. 4) твердость и напряжение механического течения растут.

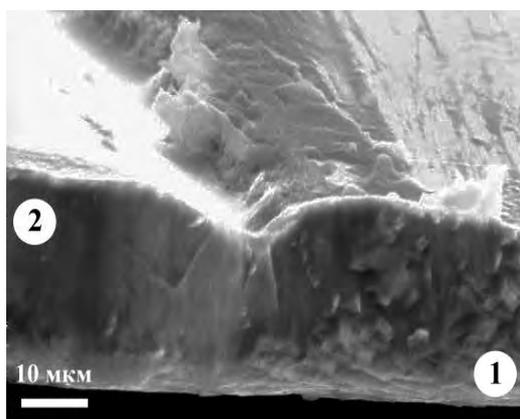


Рис. 3. Поверхность разрушения ленты АС Co-Fe-Cr-Si-B: *1* – необработанная область, *2* – зона лазерного воздействия.

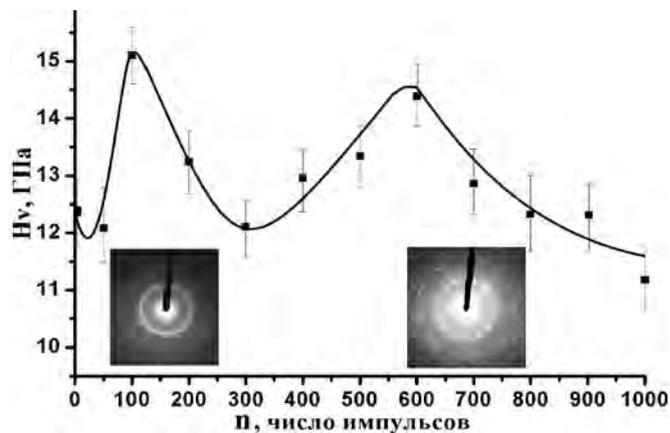


Рис. 4. Зависимость микротвердости H_v сплава $\text{Co}_{70,5}\text{Fe}_{0,5}\text{Cr}_4\text{Si}_7\text{B}_{18}$ от количества импульсов.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант «А» № 14-02-00075).