которой не присущи ни β - Bi_2O_3 , ни α - Bi_2O_3 и не могут являться характеристиками механической смеси этих фаз.

3. Допирование церием (CeO_2 5%, ат.) позволяет стабилизировать структуру β - Bi_2O_3 до 650°C при этом сохранить параметры кристаллической. Оптический диапазон поглощения допированной фазы при этом расширяется в видимую область спектра на 32 нм, а ширина запрещенной зоны составляет 2,28 эВ, что на 0,14 эВ меньше, чем у недопированного β - Bi_2O_3 . Таким образом, полученный бета-оксид висмута может быть эффективным сенсализатором узкозонных полупроводников к видимому свету, благодаря большой области поглощения в видимом диапазоне спектра, для создания на его основе гетероструктурных композиционных материалов для фотокатализа и генерации водорода.

4. Варьирование температурными параметрами синтеза позволяет получать β - Bi_2O_3 с требуемой дисперсностью и размером микрокристаллитов от 18 до 80 нм.

1. Юхин, Ю.М., Михайлов, Ю.И. Химия висмутовых соединений и материалов // Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2001. – 360 с.

2. Chen, X. L., Eysel, W. Letter to the editor The Stabilisation of β - Bi_2O_3 by CeO_2 // Journal of solid state chemistry. – 1996. – V. 127. – P. 128-130.

3. Wang, Y.J., He, Y.M. Li, T. T., Cai, J., Luo, M.F., Zhao, L.H. Photocatalytic degradation of methylene blue on $\text{CaBi}_6\text{O}_{10}/\text{Bi}_2\text{O}_3$ composites under visible-light // Chemical Engineering Journal. – 2012. - Vol. 189–190. P. 473-481.

УДК 621.375.826

ИМПУЛЬСНОЕ ЛАЗЕРНОЕ УПРОЧНЕНИЕ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ

В.А. Ким, Аунг Нгве Тэйн, А.А. Афанасьева

*Комсомольский-на-Амуре государственный университет (г. Комсомольск-на-Амуре)
sinerg@mail.ru*

PULSE LASER STRENGTHENING OF STRUCTURAL STEELS

V.A. Kim, Aung Ngwe Thain, A.A. Afanasyeva

*Komsomolsk-on-Amur State University (Komsomolsk-on-Amur)
sinerg@mail.ru*

DOI: 10.2250/PFARE.2019.123-125

Структурные превращения в поверхностных слоях под действием лазерного излучения протекают в неравновесных условиях взаимодействия материала с высококонцентрированным потоком энергии и развиваются по синергетическому алгоритму. В результате в поверхностных слоях образуются динамические диссипативные структуры, обладающие высокой разномасштабной упорядоченностью и сопротивляемостью к внешнему энергетическому воздействию. В таких структурах возникают активные каналы отвода поглощенной энергии в виде теплового и массового потока [1-4].

После прекращения лазерного воздействия диссипативные структуры перерождаются в статические, наследственно сохраняя строение и свойства динамического состояния. Поэтому структура, сформированная под действием лазерной обработки, характеризуется неравновесностью, повышенной плотностью дефектов кристаллического строения и упорядоченностью на нано-, микро- и мезомасштабном уровнях. В процессе эксплуатации упрочненная поверхностная структура подвергается

различным видам воздействий, как правило, контактно-фрикционным или локально силовым, которые можно представить как энергетические потоки, определенной плотности мощности, инициированные режимами работы изделия. Под действием этих потоков формируются рабочие диссипативные структуры, которые также минимизируют влияние внешних энергетических воздействий, обеспечивают максимальную сопротивляемость к структурной деградации, повышенную надежность материала и изделия в процессе эксплуатации. Диссипация в этом случае также связана с функционированием зон трансформации подводимой энергии в тепло и развитием активных каналов повышенной тепловой проводимости.

Сопротивляемость материала структурной деградации обеспечивается стабильностью и устойчивостью дефектов кристаллического строения, в том числе, межзеренных границ. Эти же микроструктурные составляющие трансформируют подводимую энергию в тепло за счет работы внутреннего трения, а их упорядоченные комбинации являются активными каналами тепловой проводимости. Пластическая деформация связана с динамикой скольжения дислокаций, а упрочнение металлов и сплавов вызвано торможением дислокаций различными дефектами кристаллического строения. Наиболее активная блокировка скользящих дислокаций осуществляется внутренними границами раздела субзерен, зерен и отдельных фаз. Следовательно, диссипативные свойства поверхностных структур и степень их упрочнения определяется одними и теми же микроструктурными показателями [5].

Степень развитости внутренних границ можно количественно оценить по средней плотности границ микроструктурных объектов

$$P_{cp} = \frac{1}{F_{\phi}} \sum_{i=1}^N P_i,$$

где P_i – периметр i -го микроструктурного объекта; N – количество микроструктурных объектов на изображении; F_{ϕ} – площадь поверхности микрошлифа, зафиксированных на изображении.

Количественные показатели структурной организации материалов, в том числе, и среднюю плотность границ можно определить с помощью компьютерных программ обработки изображений металлографических структур, таких как Image.Pro.Plus.5.1 (США), SIAM (Россия) и других [6, 7, 8].

Поверхностная структура, сформированная под действием лазерного излучения, имеет слоистое строение. Самый верхний слой образуется из жидкофазного расплава в результате высокоскоростной кристаллизации и закалки. Далее следует зона термического влияния, в которой можно выделить области твердофазной закалки и отпуска. Каждый микроструктурный слой характеризуется своей средней плотностью границ [9, 10].

На рис. 1 показано распределение средней плотности границ по глубине упрочненного слоя при импульсной лазерной обработке стали 25ХМ на различных режимах излучения.

Рис. 1. Распределение средней плотности границ по глубине упрочненного слоя стали 25ХМ.

Аналогичный характер распределения имеет место при лазерной обработке углеродистых и инструментальных сталей, а также титановых сплавов. Исходная структура характеризуется $\rho_{\text{ср}} = 0,4 \dots 0,55$ 1/мкм, а упрочненная $0,8 \dots 1,1$ 1/мкм. Наибольшая средняя плотность границ наблюдается в зоне термического влияния в области твердофазной закалки. С появлением оплавленного слоя средняя плотность границ незначительно снижается, оставаясь на высоком уровне по сравнению с исходным состоянием.

$$1 - E = 1051 \text{ Дж/см}^2; 2 - E = 773 \text{ Дж/см}^2$$

Характер распределения микротвердости по глубине упрочненного слоя адекватен распределению средней плотности границ

1. Прохоров, А.М., Конов, В.И., Урсу, И., Михэилеску, И.Н. Взаимодействие лазерного излучения с металлами. – М.: Наука, 1988. – 537 с.

2. Чудина, О.В. Комбинированные методы поверхностного упрочнения с применением лазерного нагрева. Теория и технология. – М.: МАДИ (ГТУ), 2003. – 248 с.

3. Заветовская, И.Н., Игошин, В.И., Шишковский, И.В. Моделирование лазерной закалки сталей с учетом тепловых, кинетических и диффузионных процессов // Физика и химия обработки материалов. – 1989. – № 5. – С. 50-57.

4. Либенсон, М.Н., Яковлев, Е.Б., Шандыбина, Г.Д. Взаимодействие лазерного излучения с веществом (силовая оптика). Конспект лекций. – Ч. I. Поглощение лазерного излучения в веществе / под общ. ред. В.П. Вейко. – СПб: СПб ГУ ИТМО, 2008. – 141 с.

5. Балахонов, Р.Р., Болеста, А.В., Бондарб, М.П и др. Поверхностные слои и внутренние границы раздела в гетерогенных материалах /отв. ред. В.Е. Панин. – Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2006. – 520 с.

6. Ким, В.А., Белова, И.В., Золоторева, С.В. Количественные показатели структурной организации поликристаллических материалов / Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2014. – Т.80, № 4. – С. 43-46.

7. Kim, V.A., Belova, I.V., Boutin, A.V. Kinetics of structural of hardened steel 15H5M during tempering // Modern materials and technologies. – 2013. – № 1. - С. 126-131.

8. Ким, В.А., Евдокимова, Р.В., Золоторева, С.В., Попкова, А.А., Йошида, М. Статистическая оценка количественной металлографии // Ученые записки КнАГТУ. – 2013. – № II-1 (14). – С. 76-82.

9. Ким, В.А., Матарыкина, А.С., Матарыкина, С.С., Назаренко, Л.О. Лазерное упрочнение углеродистой стали У10 // Ученые записки КнАГТУ. – 2018. – № II-1(34). – С. 75-82.

10. Ким, В.А., Катунцева, Н.Л. Упрочнение коррозионно-стойкой стали 12Х18Н10Т лазерной цементацией // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2016. – № 9. – С. 3-8.