

(разница в съеме металла на сторону для ближнего и дальнего образцов составила 16 мкм), что хорошо согласуется с литературными данными, а рассеивающая способность не превысила 55 %.

Анализ полученных результатов позволяет сделать следующие выводы:

1. При ЭИП равномерность съема металла составляет 95...100 %, а влияние геометрических факторов обработки и межэлектродного расстояния на точность обработки отсутствует.

2. На рассеивающую способность процесса ЭИП решающее влияние оказывает парогазовая оболочка, регулируя параметры которой можно управлять точностью обработки.

ЛИТЕРАТУРА

1. Ваграмян А.Т., Ильина-Какуева Т.Б. Распределение тока на поверхности электродов при электроосаждении металлов. – М.: Металлургиздат, 1956. – 66 с.
2. Кудрявцев Н.Т. Электролитические покрытия металлами. - М.: Химия, 1979. – 352 с.
3. Грилихес С.Я. Электрохимическое и химическое полирование: Теория и практика. Влияние на свойства металлов. – 2-е изд., перераб. и доп. – Л.: Машиностроение, 1987. – 232 с.

УДК 621.79

Андрушевич А.А., Кривошеев Ю.К., Чурик М.Н.

ОЦЕНКА ДИНАМИЧЕСКОГО УПРОЧНЕНИЯ ЛИТЕЙНЫХ СПЛАВОВ ПОСЛЕ ИМПУЛЬСНОЙ ОБРАБОТКИ

Научно-исследовательский институт импульсных процессов

Минск, Беларусь

В настоящее время возможности повышения физико-механических свойств литейных сплавов в стабильном состоянии, которое достигается при традиционных видах обработки с малыми скоростями переохлаждения, практически исчерпаны. Одним из эффективных методов является формирование в литом материале метастабильного состояния в процессе импульсных взрывных нагрузений. При этом в сплаве происходят полиморфные и фазовые превращения, сопровождающиеся возникновением новых структурных образований и, соответственно, изменением их свойств. Проведенные ранее исследования на примере ряда литейных сплавов на основе алюминия, меди, цинка позволили выявить основные параметры динамической обработки, влияющие на форми-

рование их структуры и свойств. Так, в процессе импульсной обработки высокоскоростным потоком порошковых частиц в структуре литейных сплавов на макро- и микроуровнях происходят существенные изменения, позволяющие отнести их к композиционным материалам. Принципиальное отличие динамического упрочнения от статического заключается в том, что в этом варианте нагружения значительные по величине давления, возникающее по объему твердого тела в процессе воздействия за очень малые промежутки времени, распределяются неравномерно. В результате возникают локальные зоны перестраиваемой структуры, приводящие к формированию новых структур в литейных сплавах – естественных композитах. При статическом же нагружении невозможно получить заметный перепад давлений в объеме обрабатываемого материала.

Динамически упрочненное тело можно рассматривать в виде композиционного материала с включениями цилиндрической формы, которые представляют собой зоны измененной структуры, образовавшиеся при импульсной обработке материала матрицы потоком частиц. Поэтому для оценки процесса динамического упрочнения литейных сплавов можно использовать подходы, принятые для описания композиционных материалов (композитов) в виде математической модели. Целью данной работы является разработка модели динамического упрочнения литейных сплавов при импульсных нагружениях на основе анализа существующих механизмов, ее апробация и расчет уровня механических свойств сплавов. Разработанная методика позволяет рассчитать механические свойства зон измененных структур, при известных свойствах материала в исходном состоянии и после импульсного воздействия, которые определяются экспериментально.

За основу принята модель, которая позволяет рассчитать модуль упругости композиционного материала, зная физические свойства матрицы и включений. Модуль упругости выражается следующим образом [1]

$$E = CE_F + (1-C)E_M + \frac{4C(1-C)(\nu_F - \nu_M)^2 \mu_M}{\frac{(1-C)\mu_M}{k_F + \frac{\mu_F}{3}} + \frac{C\mu_M}{k_M + \frac{\mu_M}{3}} + 1}, \quad (1)$$

где E – модуль упругости, ν – коэффициент Пуассона, μ – модуль сдвига, k – объемный модуль, C – объемная доля включений. Индексы F и M относятся к включениям и матрице соответственно, а выражение для объемного модуля k имеет следующий вид

$$k = \frac{E}{3(1 - 2\nu)}.$$

Физический смысл модуля упругости E определяется как напряжение, необходимое для увеличения длины образца в 2 раза. Однако такое толкование (во всяком случае для керамики, металлов и многих других материалов) довольно искусственно, поскольку величина упругого удлинения у большинства твердых тел редко достигает даже 1% и никогда не достигает 100%. Величину E можно рассматривать как характеристику упругого сопротивления или упругой упрочняемости металла, т.е. как характеристику интенсивности нарастания напряжения с увеличением удлинения. Чем больше E , тем сильнее возрастают напряжения с ростом упругой деформации. Вычисление модуля упругости проводилось по методике, основанной на результатах работы [2].

При вдавливании шара в упругую полуплоскость сближение шара и плоскости составит

$$h_y^{3/2} = \frac{1,06P}{D^{1/2}} \left(\frac{1 - \nu^2}{E} + \frac{1 - \nu_1^2}{E_1} \right), \quad (2)$$

где h_y – глубина упругого вдавливания, E_1 и ν_1 – упругие константы шара, а ν и E – для плоскости, P – сила. Для абсолютно жесткого шарового индентора

$$h_y^{3/2} = \frac{1,06P}{D^{1/2}} \frac{1 - \nu^2}{E}. \quad (3)$$

При $D = 5$ мм, $\nu_1 = 0,28$, $E_1 = 20000$ кг/мм² и $\nu \approx 0,3$ соотношение (2) принимает следующий вид

$$E = \left(2,63 \frac{h_y^{3/2}}{P} - 0,5 \right)^{-1}, \quad (4)$$

где E выражено в 10^{-4} кг/мм², h – в мкм, а P – в кгс.

Из известного соотношения, определяющего твердость по Бринеллю через нагрузку P , диаметр шарика D и глубину отпечатка h [3], можно выразить глубину отпечатка h

$$h = \frac{P}{\pi D H B}. \quad (5)$$

Глубина упругого вдавливания h_y связана с глубиной отпечатка h соотношением

$$h_y = a \cdot h \quad (6)$$

где a – параметр, определяемый свойствами материала.

По соотношению (4), используя табличные значения модуля упругости материала в исходном состоянии, вычисляем h_y . По соотношению (5) находим h и с помощью (6) определяем для каждого материала соответствующий ему параметр a . Так, для меди $a = 0,0743$, а для алюминия – 0,069. Затем, используя экспериментально определенные данные по твердости после импульсной обработки, вычисляем по соотношению (5) глубину отпечатка h . С помощью (6) находим глубину упругого вдавливания h_y и подставляем эти значения в выраже-

ние (4), тем самым определяя модуль упругости образца E . По соотношению (1) вычисляется модуль упругости включений E_F . Результаты расчетов представлены в табл. 1,2 для литых композиционных материалов Al-12%Si, Cu-40%Zn после импульсной взрывной обработки в режиме сверхглубокого проникания потоком частиц карбида кремния размером 63-100мкм. Упрочнению подвергались литые образцы диаметром 40 мм, длиной 200 мм в исходном состоянии, полученные литьем в кокиль.

Таблица 1

Расчет модуля и предела упругости силумина Al-12%Si
после упрочняющей импульсной обработки

$HV_{\text{исходный}}=56,9 \quad a=0,1148$

Расстояние от поверхности обработки образца, мм	Объемная доля включений С	Твердость по Бриггеллю, НВ 5/250	Модуль упругости композиционного материала, $E \cdot 10^3$ кг/мм ²	Модуль упругости включений, $E_F \cdot 10^3$ кг/мм ²	Предел упругости σ_y , кг/мм ² при значении относительного удлинения $\delta_y = \Delta l_y / l_0 = 0,001$
40	0,01	76,3	13,7	673	13,7
60	0,009	68,8	10,7	408	10,7
80	0,008	68,8	10,67	458	10,67
100	0,008	68,8	10,67	458	10,67
120	0,007	68,8	10,67	517	10,67
140	0,006	65,6	9,58	420	9,58
160	0,006	65,6	9,58	420	9,58
180	0,004	62,4	8,58	378	8,58
200	0,001	56,9	7,1	8,3	7,1

Как видно из таблиц, в области изменения твердости НВ модуль упругости композита E и включений E_F существенно различаются, и только когда твердость обработанного материала сравнивается с величиной твердости материала в исходном состоянии, они имеют практически одинаковые значения. Расчетные значения модуля упругости для силумина и латуни хорошо коррелируют со справочными значениями ($7 \cdot 10^3$ кг/мм² и $12,5 \cdot 10^3$ кг/мм² соответственно).

Таблица 2

Расчет модуля упругости латуни Cu-40%Zn
после упрочняющей импульсной обработки

$HV_{\text{исходный}}=129$ $a=0,221$

Расстояние от поверхности обработки образца, мм	Объемная доля включений, С	Твердость по Бринеллю, НВ 5/250	Модуль упругости композиционного материала, $E \cdot 10^3$ кг/мм ²	Модуль упругости включений, $E_F \cdot 10^3$ кг/мм ²
0	0,03	148	14	144
20	0,028	148	14	154
40	0,025	138	11,8	82
60	0,02	129	10	14
80	0,015	129	10	15,5
100	0,01	129	10	18,3
120	0,012	129	10	16,9
140	0,011	129	10	17,5
160	0,01	134	11	110
180	0,01	138	11,8	190
200	0,01	137	11,6	169

Модуль упругости E , характеризующий упругие свойства композиционного материала, и модуль упругости зон измененной структуры E_F , образованных внедренными частицами, и характеризующий их непосредственно упругие свойства, существенно изменяются в зависимости от глубины обработки, причем величины последних на порядок выше. Эти внедренные частицы и образовавшиеся зоны упрочняют материал, что и отражают экспериментально определенные значения твердости по Бринеллю.

Определение теоретической величины предела упругости σ_y через модуль упругости E и относительное удлинение δ_y проводилось по формуле Гука $\sigma_y = E \cdot \delta_y$ на примере динамически упрочненного алюминий-кремниевый сплав Al-12%Si. Эти результаты представлены в таблице 1. При этом в первом приближении задавались величиной относительного удлинения $\delta_y = \Delta l_y / l_0$ на прямолинейном участке диаграммы растяжений для данного материала. Для алюминий-кремниевый сплав импульсная обработка приводит к более заметному росту предела упругости и других прочностных свойств в зависимости от распределения включений по глубине обработки (таблица 1). Это можно объяснить большей упругостью сплава, диаграмма растяжения которого относится ко II типу. Экспериментально определены значения предела упругости Al-12%Si сплава на глубине обработки 40-80 мм от поверхности обработки. Они составляют величины порядка 11,5 – 11,9 кг/мм²; в исходном литом состоянии - предел упругости - 7,9 кг/мм², что хорошо согласуется с расчетными

данными.

Выполнена оценка вероятностных механизмов упрочнения литых материалов с позиции соответствия экспериментальным результатам, полученным в диапазоне использованных режимов динамического нагружения. В результате экспериментальных исследований упрочненных литых материалов на основе алюминия и меди выявлены их структурные особенности. На основе этих особенностей разработана математическая модель и проведены расчеты механических свойств после импульсного воздействия с применением уравнений для определения модуля упругости образующегося композиционного материала и предела упругости.

Это позволило сделать следующие выводы:

Динамическая обработка исследуемых материалов приводит к существенной структурной перестройке и формированию специфического композиционного материала. Глубина перестройки в структуре получаемого композита соответствует глубине проникновения потока легирующих частиц.

В качестве размеров волоконных армирующих образований в создаваемом материале необходимо принимать не размеры канальных образований при введении порошковых частиц, а размеры так называемых зон влияния, которые существенно, на порядок и более (по диаметру) превышают канальные структуры. Зоны влияния возникают вследствие суперпозиции полей импульсных давлений при нагружении и представляют собой совокупность канальных зон и промежутков между ними.

Разработанная полидисперсная математическая модель композиционного материала с цилиндрическими включениями хорошо описывает полученные экспериментальные результаты, что не удалось достигнуть при рассмотрении других вероятностных механизмов упрочнения. Оценка соответствия этой модели экспериментальным данным показала, что отклонение не превышает 10-15 %.

Выполненные расчеты показали, что упрочнение исследованных материалов достигается за счет изменения уровня свойств волоконнообразных зон влияния (относительный объем 10 %), армирующего упрочняемый материал. Уровень свойств зон влияния повышается более чем в 5 – 50 раз, что свидетельствует о локальном упрочнении материалов до уровня, характерного для значений свойств деформируемых сплавов.

Таким образом, с использованием данных ранее выполненных экспериментов показано, что динамическое упрочнение получаемых материалов с алюминиевой и медной матрицей после импульсного нагружения происходит в результате возникновения новообразований – внедренных канальных включений и зон влияния с более высокими прочностными свойствами.

ЛИТЕРАТУРА

1. Кристенсен Р. Введение в механику композитов. - М.: Мир, 1982. – 334 с.
2. Розенберг Е.М. Об определении модуля упругости методом вдавливания// ЖТФ. – 1945. – Т. 15, вып. 3. – С. 157 - 172.
3. Фридман Я.Б. Механические свойства металлов. В двух частях. Часть 2. Механические испытания. Конструкционная прочность. – М.: Машиностроение, 1974. – 368 с.

УДК 621.793

¹Реут О.П., ²Коваль В. А., ³Саранцев В. В.

ЭКЗОТЕРМОРЕАКЦИОННОЕ ЭЛЕКТРОИСКРОВОЕ УПРОЧНЕНИЕ

¹*Институт повышения квалификации и переподготовки кадров при НТУ*

²*Белорусский государственный аграрный технический университет*

³*Белорусский национальный технический университет*

(г. Минск, Беларусь)

Бурное развитие важнейших отраслей современной промышленности невозможно без использования и разработки новых материалов с нетрадиционными свойствами, а также новых методов обработки как новых, так и существующих материалов. Важная роль при этом принадлежит технологиям, позволяющим придать особые свойства поверхностным слоям, а также восстанавливать детали, работающие в различных условиях эксплуатации, с целью повышения их эксплуатационной стойкости, надежности, снижения эксплуатационных затрат. В наибольшей мере таким требованиям отвечает нанесение тугоплавких соединений: карбидов, нитридов, боридов, силицидов, окислов, а также твердых сплавов и композиционных материалов на их основе. Получение тугоплавких соединений и изделий из них сопряжено со значительными материальными затратами. В основе традиционных технологий лежат процессы медленного протекания химических процессов при высоких температурах.

В 1967 г. в отделении Института химической физики АН СССР (ОИХФ) были разработаны оригинальные процессы самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) тугоплавких неорганических соединений и материалов. Принцип СВС заключается в экзотермическом взаимодействии компонентов исходной шихты, протекающем в специально организованном режиме направленного горения.

Взаимодействие реагентов начинается после локального инициирования реакции в небольшом слое исходной шихты, далее реакция в режиме послойно-