

**ELECTROPLASTIC EFFECT IN THE PROCESS  
OF ELECTROMAGNETIC FORMING**

*Vladimir Vasilievich Astanin<sup>a</sup>, Diana Ruslanovna Khairullina, Tatyana Evgenievna Pavlova,  
Egor Dmitrievich Kozlov, Askar Dzhamilevich Mingazhev*

Ufa University of Science and Technology, 32 Zaki Validi St., 450076, Ufa, Russia

<sup>a</sup> vvastanin@yandex.ru

**ABSTRACT**

Using the example of a riveted aluminum alloy AMg-2, a significant increase in technological plasticity during deformation by a magnetic pulse is shown in comparison with a mechanical flexible one. The first microcracks on the stretched surface appeared only after 37% deformation, whereas in the case of mechanical bending they appeared already at 7.6%. The duration of the active part of the pulse deforming the workpiece is less than 0.1 ms, the rate of relative deformation of the workpiece is  $\dot{\epsilon} \approx 5 \cdot 10^3 \text{ s}^{-1}$ . As a result of this treatment, microhardness increased from 94 to 110 HV, the appearance of specific residual stresses and a decrease in grain size in the surface layer. The increase in plasticity is explained by the electroplastic effect caused by a high-density current pulse induced in the workpiece by the inductor field. At the same time, the surface temperature of the workpiece did not exceed 80 °C, which excludes thermal restructuring of the alloy structure, given the brevity of events. The repeated action of electromagnetic pulses with intermediate cooling reduces the level of residual stresses, which can also be considered an effect of electroplasticity. The obtained patterns can be useful for deformation processing of workpieces made of pre-hardened materials with limited ductility.

**KEYWORDS**

Electromagnetic forming; electroplastic effect; bending; deformation; cracks; plasticity.

**ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ  
В ПРОЦЕССЕ ЭЛЕКТРОМАГНИТНОЙ ФОРМОВКИ**

*Владимир Васильевич Астанин<sup>а</sup>, Диана Руслановна Хайруллина,  
Татьяна Евгеньевна Павлова, Егор Дмитриевич Козлов, Аскар Джамилевич Мингажев*

Уфимский университет науки и технологий, 450076, Россия, Уфа, ул. Заки Валиди, 32

<sup>а</sup> vvastanin@yandex.ru

**АННОТАЦИЯ**

На примере наклепанного алюминиевого сплава АМг-2 показано существенное повышение технологической пластичности при деформации магнитным импульсом в сравнении с меха-

нической гибкой. Первые микротрещины на растянутой поверхности появились только после 37% деформации, тогда как в случае механической гибки они возникали уже при 7,6%. Время действия активной части импульса, деформирующего заготовку, менее 0,1 мс, скорость относительной деформации заготовки –  $\dot{\epsilon} \approx 5 \cdot 10^3 \text{ с}^{-1}$ . В результате такой обработки произошло повышение микротвердости с 94 до 110 HV, появление специфических остаточных напряжений и уменьшение размера зерна в поверхностном слое. Повышение пластичности объясняется электропластическим эффектом, обусловленным импульсом тока высокой плотности, наведенного в заготовке полем индуктора. При этом температура поверхности заготовки не превышала 80 °С, что исключает термическую перестройку структуры сплава, учитывая краткость событий. Многократное действие электромагнитных импульсов с промежуточным охлаждением снижает уровень остаточных напряжений, что также можно считать эффектом электропластичности. Полученные закономерности могут быть полезны для деформационной обработки заготовок из предварительно упрочненных материалов, обладающих ограниченной пластичностью.

## КЛЮЧЕВЫЕ СЛОВА

Электромагнитная формовка; электропластический эффект; гибка; деформация; трещины; пластичность.

### Введение

В технологической практике часто встречается необходимость деформационной обработки заготовок из предварительно упрочненных материалов, обладающих ограниченной пластичностью. В частности, это могут быть заготовки из алюминиевых сплавов в виде листов или труб, упрочненные термической обработкой и нагартовкой. Гибка или формовка таких заготовок в нормальных условиях сопровождается образованием трещин, а нагрев с целью повышения пластичности приводит к разупрочнению материала. Для решения подобных проблем интересно применение электропластического эффекта (ЭПЭ) [1–3], физическую суть которого можно свести к разблокировке и повышению подвижности дислокаций под воздействием импульсов электрического тока высокой плотности. Преимущества ЭПЭ открывают новые возможности для формообразования металлов с ограниченной пластичностью, но это требует подключения контактов к заготовкам, что усложняет технологическое применение. С другой стороны, для деформации тонкостенных заготовок перспективна

электромагнитная штамповка, точнее, формовка (ЭМФ) [4–6], в процессе которой в материале заготовки возникают импульсы тока индукционного происхождения. Это наводит на мысль объединить два перспективных направления и проследить проявление ЭПЭ в процессе магнитно-импульсной обработки.

Способность ЭПЭ облегчать перемещение высокой плотности дислокаций приводит к специфическим механизмам формирования структуры деформированных материалов. Так, в работе [7] показано, что в процессе прокатки под воздействием электрических импульсов в сплаве TiNi была сформирована нанокристаллитная структура в результате меньшей степени деформации, чем другими традиционными методами. Микротвердость при этом повысилась до 4000 МПа с увеличением истинной деформации ( $\epsilon = 1,39$ ), а прочность образца получена на 400 МПа выше, чем после ротационнойковки – альтернативного процесса подготовки структуры. В случае с алюминиевой катанкой марки АКЛП-5 ПТ полутвердой с максимальным сечением 196 мм<sup>2</sup> ( $d = 14$  мм), которая подвергалась электро-

пластическому волочению, отмечена более равновесная структура в сравнении с обычным волочением [8], там же отмечается уменьшение размера зерна и электрического сопротивления.

Целью настоящего исследования поставлен анализ существования эффекта электропластичности при магнитно-импульсной обработке и его влияния на структуру и свойства упрочненного алюминиевого сплава.

### 1. Материал и методы исследования

Объектом исследования послужила заготовка в виде прессованной трубы  $20 \times 1,5 \times 1000$  мм из алюминиевого сплава, состав которого был определен с помощью оптико-эмиссионного спектрометра «Bruker Q4 Tasman» (табл. 1). Сравнение показывает, что исследуемый сплав наиболее близок по составу к сплаву АМг2 по ГОСТ 4784-97. Это предполагает присутствие в структуре сплава частиц типа  $Mg_2Si$ , оказывающих самостоятельное упрочняющее действие и усиливающих эффект наклепа при пластической деформации [9].

С целью проверки технологической пластичности данного материала из стенки трубы были вырезаны образцы на растяжение с размерами рабочей части  $4 \times 20$  мм, а также нарезаны полоски размером  $4 \times 50$  мм и коль-

ца шириной 8 мм. Для оценки продольной и поперечной пластичности экструдированного материала полоски изгибали на оправках, а кольца механически сплющивали до получения различных радиусов изгиба:  $R = 3,5$ ; 5 и 6,5 мм. Образцы на растяжение испытывали с помощью Instron-5982 при комнатной температуре со скоростью 1 мм/мин.

Магнитно-импульсную деформацию осуществляли на установке МИУ-3 с цилиндрическим индуктором  $\varnothing 25$  мм при различных энергиях разряда. Характеристики импульсов в холостом режиме и в присутствии образцов цифровым запоминающим осциллографом АКПП-72204А. В качестве образцов использовали отрезки трубы длиной 50 мм. С целью исследования деформационного рельефа наружная поверхность образцов была предварительно отполирована. Образцы деформировали с применением плоской распорки из стеклотекстолита (рис. 1, а), для имитации поперечного изгиба, а также на фигурной оправке для получения макета изделия (рис. 1, б). Температуру поверхности записывали в режиме реального времени с помощью тепловизора FLIR P660, степень деформации в различных слоях изгибаемого сечения оценивали эквивалентным моделированием в пакете Deform-3D.

**Таблица 1.** Химический состав сплава и его близких аналогов

**Table 1.** Chemical composition of the alloy and its close analogues

Сплав	Al	Cu	Mg	Mn	Fe	Si	Zn
Исследуемый сплав	97,02	0,030	~1,95	0,337	0,212	0,289	0,030
EN AW-6060, ГОСТ 4784-19	97,9–99,3	0,10	0,35–0,6	0,1	0,1–0,3	0,3–0,6	0,15
АМг2, ГОСТ 4784-97	95,7–98,2	<0,15	1,7–2,4	0,1–0,5	<0,5	<0,4	<0,15

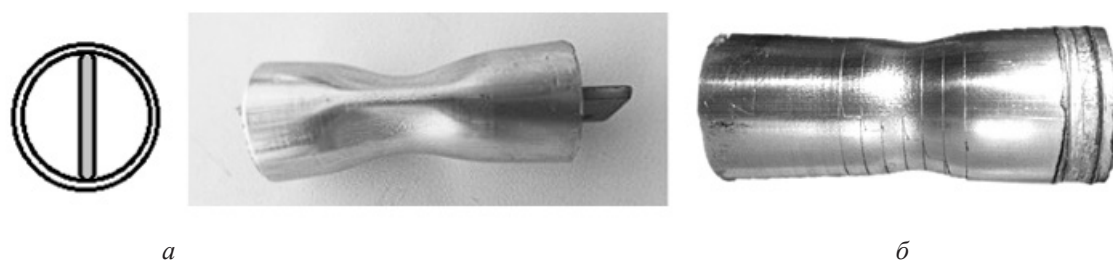


Рис. 1. Расположение распорки в заготовке (а); макет изделия (б)

Fig. 1. The location of the spacer in the workpiece (a); the product layout (b)

Деформационный рельеф поверхностей исследовали при помощи оптического микроскопа «Olympus GX-51» с системой поляризованного света, позволившей четко выявлять микротрещины. Достоверность этой методики подтверждена исследованием образцов в растровом электронном микроскопе JEOL JSM-6490LV. Остаточные напряжения на поверхности исходных и деформированных образцов измеряли по методу наклона на шести углах в диапазоне  $\psi = 0-45^\circ$  с помощью специализированного рентгеновского дифрактометра Уран-100. Съемку проводили вдоль и поперек оси образцов (угол  $\varphi = 0$  и  $90^\circ$ ); излучение – Cr (K $\alpha$ ); плоскость (311), угол дифракции  $\theta_0 \approx 70^\circ$ . Ми-

кроструктуру образцов и микротвердость  $HV_{0,1}$  при времени выдержки 10 с исследовали на поперечных сечениях зоны наибольшей деформации с применением микроскопа «Olympus GX-51» с цифровой камерой с разрешением 12 мегапикселей и твердомера «EMCO-Test DuraScan 50».

## 2. Результаты исследований и обсуждение

Перовая задача состояла в определении исходных свойств выбранного материала. Типичная диаграмма растяжения представлена на рис. 2, а статистические данные стандартных механических характеристик – в табл. 2.

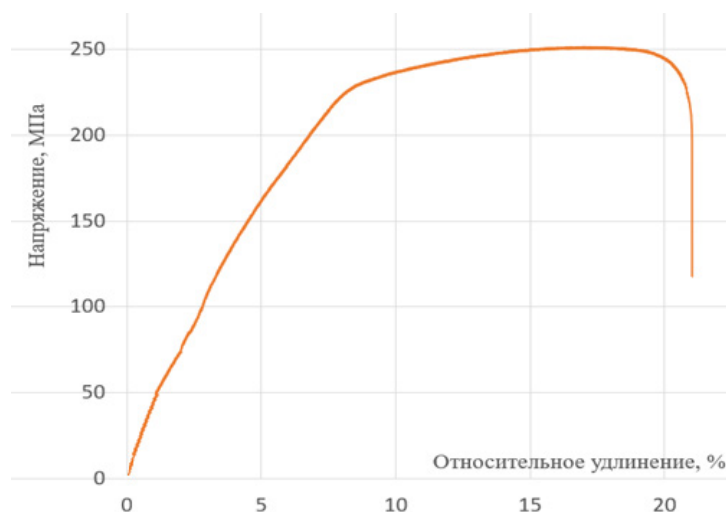


Рис. 2. Диаграмма растяжения инженерного типа исходного материала

Fig. 2. Stretching diagram of the engineering type of the source material

Небольшой интервал напряжений между  $\sigma_{0,2}$  и  $\sigma_B$  в сочетании с ограниченной пластичностью говорят о том, что материал находится в наклепанном состоянии, что и предполагалось, учитывая происхождение заготовки. Технологическую пластичность оценивали изгибом на оправках разного радиуса до появления трещин на внешней поверхностигиба. При изгибе продольной полосы до внешнего радиуса 3,5 мм (степень деформации на поверхности оценивалась как  $\epsilon_y \approx 30\%$ ) появилось большое

количество микротрещин, преимущественно на границах зерен, многие из них раскрылись широко (рис. 3).

Первые микротрещины были замечены при изгибе полосок до внешнего радиуса 6,5 мм, что соответствовало деформации крайних волокон  $\epsilon_y \approx 12\%$  (рис. 4). Здесь, в поляризованном свете, хорошо видны линии внутризеренного сдвига, ступеньки на границах зерен, но именно микротрещины выделяются ярко.

Таблица 2. Механические характеристики исходного материала

Table 2. Mechanical characteristics of the starting material

Предел прочности $\sigma_B$ , МПа / Ultimate tensile strength $\sigma_{UTS}$ , МПа	253,4±1,27
Усл. предел текучести $\sigma_{0,2}$ , МПа / Yield strength $\sigma_{0,2}$ , МПа	225,2±1,13
Относительное удлинение $\delta$ , % / Elongation $\delta$ , %	8,6±0,2
Относительное сужение $\psi$ , % / Reduction of area $\psi$ , %	14±2

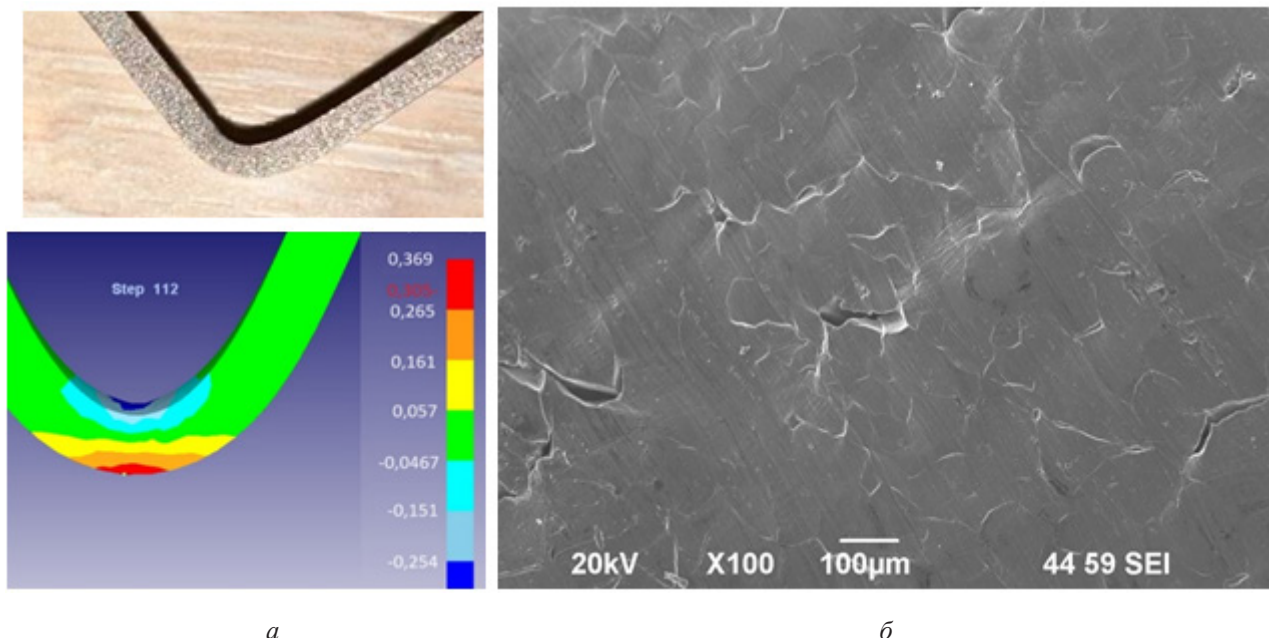
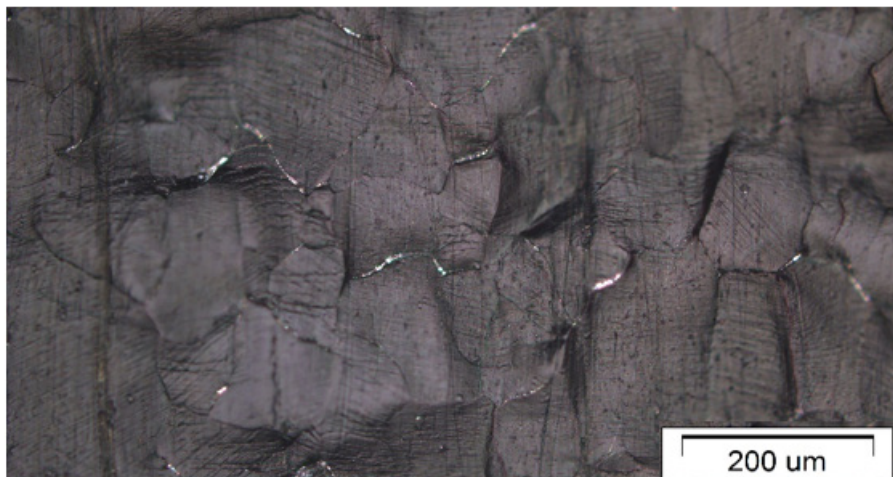


Рис. 3. Изгиб полосы до внешнего радиуса 3,5 мм, степень деформации  $\epsilon_y \approx 30\%$  (а); поверхность области максимального растяжения, РЭМ (б)

Fig. 3. Bending of the strip to an outer radius of 3.5 mm, degree of deformation  $\epsilon_y \approx 30\%$  (a); surface of the area of maximum tension, SEM (b)



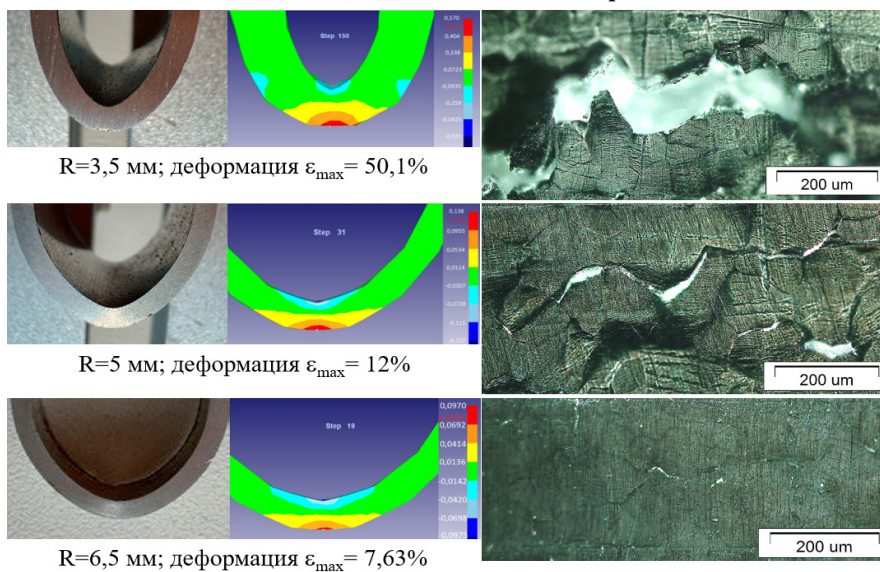
**Рис. 4.** Поверхность области максимального растяжения после изгиба полосы до внешнего радиуса 6,5 мм, степень деформации  $\epsilon_{\max} \approx 12\%$ , поляризованный свет

**Fig. 4.** Surface of the area of maximum tension after bending the strip to an outer radius of 6.5 mm, degree of deformation  $\epsilon_{\max} \approx 12\%$ , polarized light

Свойства экструдированных материалов часто могут быть анизотропными. В этой связи, мы попытались оценить технологическую пластичность в направлении перпендикулярном оси экструзии путем деформации колец. Радиусы при вершинегиба выбрали те же, что и для полосок, но степени деформации в этом случае изменились из-за начальной кривизны образца и специфики деформированного состояния. Результаты

деформации образцов и снимки деформационного рельефа приведены на рис. 5. По ним видно, что трещины на поверхности возникают даже при деформации  $\epsilon_{\max} < 8\%$ , а с увеличением степени деформации и уменьшением радиуса увеличиваются размеры и количество микротрещин преимущественно. Иначе говоря, в этом направлении технологическая пластичность материала в нагартованном состоянии еще ниже, чем в продольном.

**Испытания на изгиб кольцевых образцов**



**Рис. 5.** Испытания на изгиб кольцевых образцов

**Fig. 5.** Bending tests of annular samples

В следующей серии экспериментов проведена гибка образцов методом электромагнитной штамповки, чтобы получить ответ на главный вопрос: проявит ли себя эффект электропластичности в этих условиях? Параметры электрического импульса были определены из полученных осциллограмм напряжения на индукторе при исходном напряжении заряда 6 кВ. В режиме холостого разряда (рис. 6) получены следующие характеристики:

– максимальная амплитуда  $A_{\max} = 1,65$  кВ;

– частота колебаний  $f = 16,6$  кГц;  
 – декремент затухания  $\Theta = 0,47$ ;  
 – относительная потеря энергии за период  $\Delta W/W = 0,94$ .

Разряд на индуктор с алюминиевой трубкой  $\varnothing 20 \times 1,5 \times 50$  мм (рис. 7) показал следующие отличия:

– максимальная амплитуда  $A_{\max} = 1,31$  кВ;  
 – частота колебаний  $f = 17,8$  кГц;  
 – декремент затухания  $\Theta = 0,52$ ;  
 – относительная потеря энергии за период  $\Delta W/W = 1,04$ .

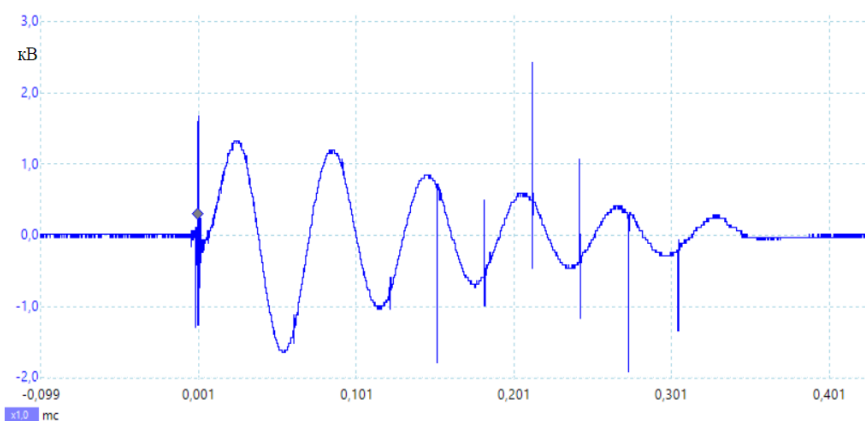


Рис. 6. Осциллограмма напряжения на свободном индукторе

Fig. 6. Voltage waveform on a free inductor

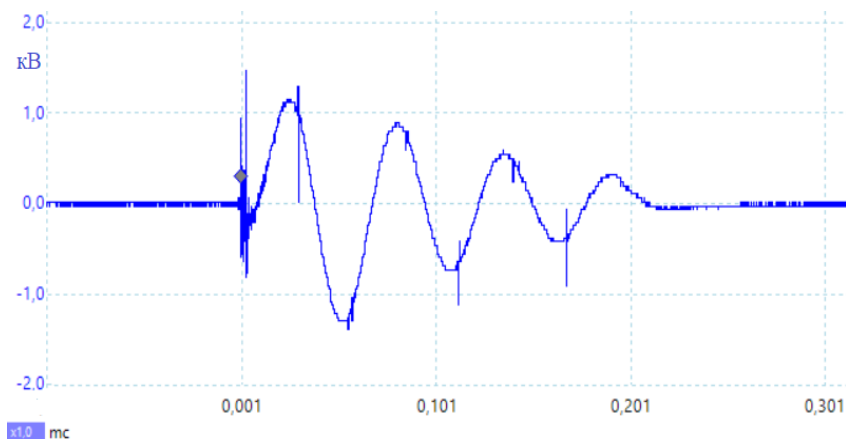


Рис. 7. Осциллограмма напряжения на индукторе с заготовкой

Fig. 7. Voltage waveform on an inductor with a workpiece

Повышение частоты связано со снижением индуктивности, повышение потери энергии и понижение амплитуды – с нагревом и работой деформации. Длительность активного импульса, определяемая по данным [4] как 3/8 периода колебаний, составила 23 мкс. Однако, учитывая время нарастания измеренного импульса и декремент его затухания, мы склонны оценивать активную стадию  $\approx 60$  мкс. Отсюда скорость относительной деформации заготовки можно оценить, как  $\dot{\epsilon} \approx 5 \cdot 10^3 \text{ с}^{-1}$  для случая  $\epsilon_{\max} \approx 37\%$ . Определив частоту и удельную электрическую проводимость (20,1 МСм/м)<sup>1</sup>, вычислили условную глубину проникновения тока по формуле [10]:

$$\delta = \frac{1}{\sqrt{\pi f \sigma \mu \mu_0}},$$

где  $f$  – частота тока, Гц;  $\sigma$  – удельная электрическая проводимость, МСм/м;  $\mu$  – от-

носительная магнитная проницаемость;  $\mu_0 = 4\pi \cdot 10^{-7} \text{ Гн/м}$  (константа).

Вычисленная величина составила  $\delta = 0,86 \text{ мм}$ .

В результате электромагнитной деформации, проведенной по схеме с распоркой при различных энергиях электрического разряда, получены гибы с радиусами при вершине 5,7; 3,9 и 3,75 мм при экстремальных напряжениях заряда. На поверхности деформированных образцов при радиусах  $R = 5,7$  и  $R = 3,9$  мм трещин не обнаружено. На радиусе 3,75 мм при экстремальном режиме ЭМШ 6,3 кВ, появились начальные тонкие трещины, преимущественно на границах зерен (рис. 8). Налицо существенное повышение технологической пластичности с 7,6% при механической гибке до 37% при ЭМФ. Но обусловлено ли это действием электропластического эффекта?

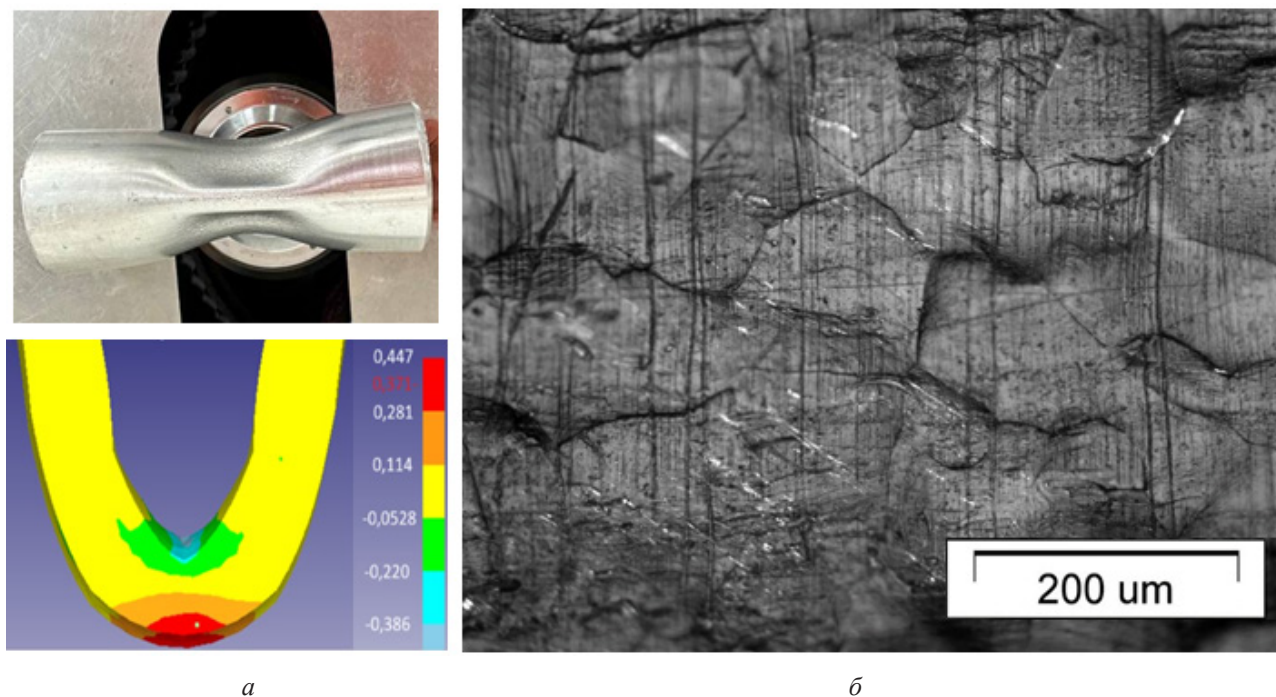


Рис. 8. Деформация образца при помощи ЭМФ до внешнего радиуса 3,75 мм, степень деформации  $\epsilon_{\max} \approx 37\%$  (а); поверхность области максимального растяжения, поляризованный свет (б)

Fig. 8. Deformation of the sample using EMF to an external radius of 3.75 mm, degree of deformation  $\epsilon_{\max} \approx 37\%$  (a); surface of the maximum tension region, polarized light (b)

<sup>1</sup> Измерено вихретоковым методом с помощью прибора ВЭ-27НЦ/3.



При прохождении электрического тока возникает нагрев заготовки. Закономерно возникает вопрос: не является ли полученный эффект повышения пластичности результатом нагрева и разупрочнения материала? Измерение температуры заготовки в результате прохождения тока и деформации проведено с помощью тепловизора FLIR P660 с предварительной калибровкой коэффициента эмиссии. Для усиления эффекта, заготовка была подвергнута воздействию двух последовательных импульсов с максимальной энергией без промежуточного охлаждения. Установлено, что температура заготовки не превышала 96,6 °С, а расчетная температура поверхности в момент времени 0,01 сек от прохождения импульса составила 102 °С (рис. 9). При этом, время пребывания заготовки в интервале температур 102...75 °С составило 18 секунд.

При воздействии одиночного импульса максимальной мощности температура поверхности не превышала 70 °С. Учитывая, что температура начала рекристаллизации алюминиевого сплава выше 100 °С, можно заключить, что в данных условиях процессы возврата и рекристаллизации маловероятны.

Для подтверждения была измерена микротвердость в сечениях исходных, отожженных и обработанных заготовок в различных сечениях образцов и в соответствии со степенью деформации, определенной путем численного моделирования (табл. 3). По результатам видно, что, по сравнению с исходной и отожженной заготовками, микротвердость увеличилась в результате ЭМШ. Это доказывает, что процессы термического возврата отсутствуют, более того, материал приобрел дополнительный наклеп.

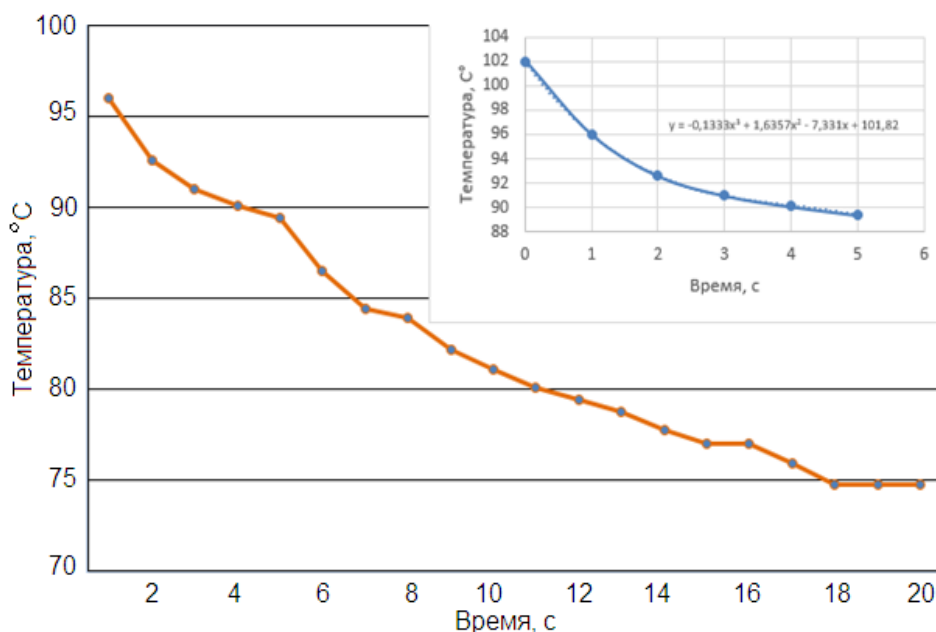


Рис. 9. Диаграмма изменения температуры образца после ЭМФ, поверхности в момент времени 0,01 сек получена экстраполяцией линии тренда

Fig. 9. Diagram of the temperature change of the sample after EMF, surface at a time of 0.01 seconds is obtained by extrapolating the trend line

Таблица 3. Результаты микротвердости

Table 3. Microhardness results

Место измерения / Measurement site	Образец №1 / Sample No. 1		Образец №2 / Sample No. 2		Образец №3 / Sample No. 3	
	ε, %	HV	ε, %	HV	ε, %	HV
У внешней поверхности / At the exterior surface	9,73	106	26,4	107	37,1	110
На средней линии / At the middle line	0,9	102	0,9	104	11,4	102
У внутренней поверхности / At the interior surface	5,7	97	20	107	38,6	107
Уровень твердости материала в исходном состоянии / Hardness level of the material in the initial state						94
Уровень твердости материала в отожженном состоянии / Hardness level of the material in the annealed state						52

Поверхностные остаточные напряжения (ПОН) были определены на макетах изделий, полученных при различном количестве импульсов с максимальной энергией (табл. 4). Здесь же приведены значения микротвердости в поперечном сечении и степени относительной деформации, полученные измерением диаметров заготовок до и после ЭМФ. Данные показывают, что в исследованном диапазоне режимов твердость не зависит от числа импульсов и приобретенной степени деформации, но выше, чем в исходной заготовке. Остаточные напряжения меняют знак со сжатия в исходной заготовке на растяжение в области максимальной деформации в результате ЭМФ. По всей видимости, степень деформации не оказывает существенного влияния на величину остаточных напряжений, поскольку не видно прямой корреляции, логичной для подобного случая, но четко прослеживается зависимость ПОН от числа электромагнитных импульсов. Следует отметить, что эта зависимость не связана с постепенным нагревом заготовки, поскольку ее охлаждали после каждого импульса.

Представления о происходящих процессах дополняют исследования микроструктуры (рис. 10). В исходном состоянии структура поперечного сечения образцов выглядит вполне равновесной и однородной (рис. 10, а, б). После электромагнитной деформации на внутренней поверхности гига

заметно сжатие зерен в окружном направлении и удлинение в радиальном, что соответствует степени локальной деформации  $\approx 40\%$  (рис. 10, в). У внешней поверхности гига на глубине порядка 100 мкм образовался слой мелких зерен, не имеющих вытянутости в направлении растяжения, несмотря на значительную пластическую деформацию этого слоя (рис. 10, г). В следующем слое на глубине от 100 до 250 мкм наблюдаются крупные зерна с развитой субзеренной структурой, вытянутые в направлении растяжения. Как было показано выше, условная глубина проникновения индукционных токов составила 0,86 мм, но наиболее высокая плотность тока сосредоточена в слое 0,1–0,3 мм – так называемый, скин-эффект. Именно в этом слое возможно наиболее эффективное проявление электропластичности. Скорость деформации  $5 \cdot 10^3 \text{ с}^{-1}$  находится на границе между динамической деформацией высокоскоростным ударом [11]. В этих условиях генерируется высокая плотность дислокаций [12], а их взаимодействие с «электронным ветром» обеспечивает им подвижность [1]. В результате не только повышается пластичность материала, но и формируется новая структура, аналогично показанному в работе [8]. Формирование мелких равноосных зерен на поверхности вряд ли можно причислить к результату динамической рекристаллизации, поскольку

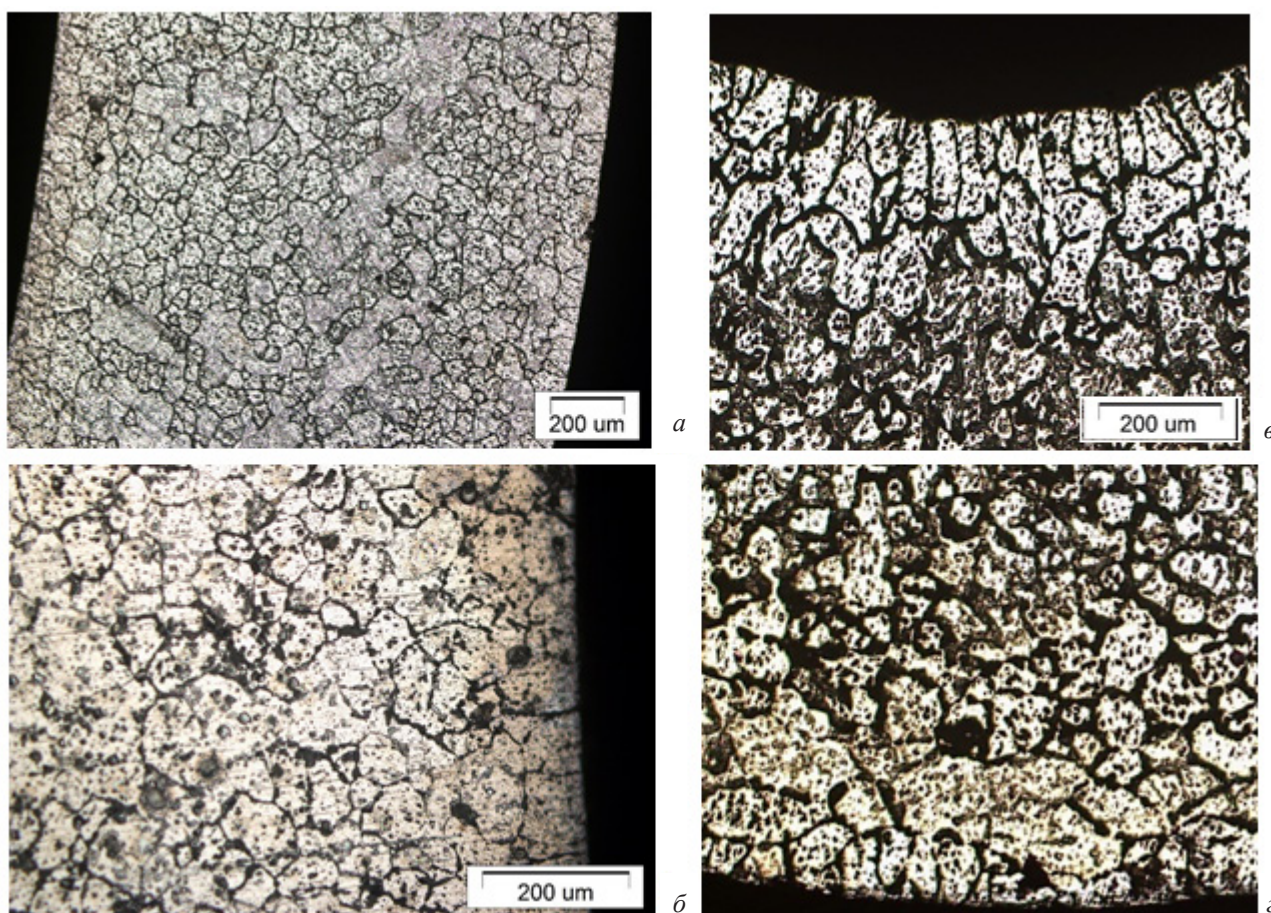
твердость, в итоге, возрастает и температура недостаточно высока. Этот процесс можно охарактеризовать, как динамическую фрагментацию с образованием высокоугловых границ зерен [13, 14]. В слое на глубине

от 100 до 250 мкм происходят аналогичные процессы, но с меньшей интенсивностью, приводящие к удлинению зерен в направлении растяжения и формированию в них субструктурных элементов.

**Таблица 4.** Результаты измерения микротвердости и остаточных напряжений на макетах изделий

**Table 4.** Results of measuring microhardness and residual stresses on product layouts

Макет изделия / Item mock-up	Число импульсов / Number of pulses	HV	$\varepsilon$ , %	ПОН, МПа / Surface residual stresses, MPa	
				Продольн. / Longitudinal	Попер. / Transverse
№1	1	103	8,06	157	195
№2	7	103	11,38	102	119
№3	14	104	15,57	88	61
Исходный / Initial	–	94	–	–23	–73



**Рис. 10.** Микроструктура поперечного сечения образцов в исходном состоянии (*а, б*) и после ЭМФ: *в* – внутренняя поверхность; *г* – наружная поверхность

**Fig. 10.** Microstructure of the cross-section of the samples in the initial state (*a, b*) and after EMF: *v* – inner surface; *z* – outer surface

Итак, под действием короткого импульса электрического тока пластичность нагретого материала повышается в несколько раз. Физически это можно объяснить освобождением закрепленных дислокаций аналогично тому, как это происходит при нагреве. Но термическая активация деформационных процессов требует ожидания тепловых флуктуаций достаточной энергии, вероятность появления которых зависит от температуры согласно уравнению Больцмана [15]:

$$P(E) = A(T)\exp(-E/kT),$$

где  $A(T)$  – величина, описывающая состояние системы с минимальной энергией;  $k$  – константа Больцмана.

Иначе говоря, появление тепловых флуктуаций требует некоторого времени ожидания, которое, например, ограничивает скорости ползучести. В нашем случае процесс деформации длился десятки микросекунд и повышение пластичности мы относим к электропластическому эффекту, действие которого аналогично действию тепловых флуктуаций, но не связано с ожиданием последних. Влияние электрического импульса обычно разделяют на силовое взаимодействие электронов с дислокациями [16] и локальный разогрев области искаженной решетки вокруг ядра дефекта [1]. И то и другое способствует повышению подвижности дислокаций в условиях их высокой плотности. В подтверждение этого: многократное действие электромагнитных импульсов с промежуточным охлаждением снижает уровень остаточных напряжений.

### Заключение

Исходя из проведенных исследований, можно сделать вывод о том, что повышение технологической пластичности нагретого алюминиевого сплава произошло благодаря электропластическому эффекту, который проявил себя в режиме электромагнитной формовки; метод ЭМФ применим для деформационной обработки изначально

упрочненных листовых или трубчатых заготовок; в результате такой обработки не происходит разрушения и разупрочнения материала.

### Благодарности / Acknowledgments

*Авторы благодарят доцента Масло-ву Л.И. за идею провести исследования в данном направлении, а также программу Приоритет-2030 за приобретенное оборудование.*

*The authors are grateful to Assoc. Prof. L.I. Maslova for the idea to conduct research in this area, and acknowledge support by the Priority-2030 program.*

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Троицкий О.А. Физические основы и технологии обработки современных материалов. Теория, технология, структура и свойства [Текст]. Троицкий О.А., Баранов Ю.В., Авраамов Ю.С., Шляпин А.Д. В 2-х т. М.; Ижевск: Институт компьютерных исследований, 2004.
2. Савенко В. С. Электропластический эффект в деформационном алюминии [Текст]. Савенко В. С., Шаврей С. Д., Соловьев М. Б., Марцевич А. Л. Вестник МДПУ імя І. П. Шамякіна, 2008 г.
3. Минько, Д.В. Анализ перспектив применения электропластического эффекта в процессах обработки металлов давлением [Текст]. / Д.В. Минько // Литье и металлургия. 2020. № 4. С. 125 – 130.
4. Прокофьев А.Б., Беляева И.А., Глушников В.А., Карпунин В.Ф., Черников Д.Г., Юсупов Р.Ю. Магнитно-импульсная обработка материалов: монография [Текст]. / АНО «Издательство СНЦ», 2019. – 140 с.
5. Hailiang Yu, Xiaohui Cui Electromagnetic Forming / Hailiang Yu, Xiaohui Cui [Электронный ресурс] // ScienceDirect : [сайт]. — URL: <https://www.sciencedirect.com/topics/materials-science/electromagnetic-forming> (дата обращения: 27.09.2023).
6. Magnetic Pulse Forming / [Электронный ресурс] // Bmax: [сайт]. — URL: <https://www.bmax.com/technology/magnetic-pulse-forming/> (дата обращения: 05.10.2023)
7. Потапова А.А., Столяров В.В., Бондарев А.Б., Андреев В.А. Исследование возможности применения электропластической прокатки для получения прутков из сплава TiNi [Текст].// Машиностроение и инженерное образование. 2012. №2. С. 33 – 38.
8. Савенко В.С., Демиденко А.П. Модификация микроструктуры алюминия после электропластической деформации [Текст].// Вестник ТГУ, т.15, вып.3, 2010. С. 1244 – 1246.

9. Алюминий: свойства и физическое металловедение: Справ. Изд. Пер. с англ./ Под ред. Хэтча Дж. Е. – М.: Металлургия, 1989. 442.
10. Неразрушающий контроль: Справочник в 7 т. Под общ. Ред. В.В Ключева. Т. 2: В 2 кн. – М.: Машиностроение, 2003. – 688с.: ил.
11. Testa G., Bonora N., Ruggiero A., et al.//Shock Compression of Condensed Matter. – 2015. – р. 1-4.
12. Эпштейн Г.П., Кайбышев О.А. Высокоскоростная деформация и структура металлов. Металлургия, М. (1971). 200 с.
13. Сарафанов Г.Ф., Преревезенцев В.Н. Закономерности деформационного измельчения структуры металлов и сплавов [Текст]. – Нижний Новгород, 2007 – 96 с.
14. Sakai T. Dynamic and post-dynamic recrystallization under hot, cold and severe plastic deformation conditions [Текст]. / Sakai T., Belyakov A., Kaibyshev R., Miura H., Jonas J.J. // Progress in Materials Science. – 2014. V. 60. – P. 130-207.
15. Уэрт, Чарлз А. Заглавие. Физика твердого тела [Текст]. Коллекции ЭК РГБ. Каталог документов с 1831 по настоящее время. Дата поступления в ЭК РГБ. 19.03.2013. Каталоги. Книги (изданные с 1831 г. по настоящее время). Сведения об ответственности. Ч. А. Уэрт, Р. М. Томсон; Пер. с англ. А. С. Пахомова и Б. Д. Сумма; Под ред. С. В. Тябликова. Издание. 2-е изд. Москва: Мир, 1969. Физическое описание. 558 с.: ил.
16. Фикс В.Б. Увлечение и торможение подвижных дефектов в металлах электронами проводимости [Текст].// ЖЭТФ. 1981. Т. 80, №6. С. 1539-1542.