

## ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО ОХЛАЖДЕНИЯ НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА АМг6 ПОСЛЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ВЫДЕРЖКИ

Исследовано влияние высокоскоростного охлаждения на физико-механические свойства алюминиевого сплава АМг6 после высокотемпературной выдержки. Разработана экспериментальная методика, позволяющая повышать вязкость материала при сохранении характеристик прочности за счет получения равномерного дисперсионного распределения вторичной фазы внутри зерна. Предварительная термообработка образцов проводилась по четырем схемам: нагрев образца в печи до температуры 350 °С, охлаждение в воде комнатной температуры; нагрев образца в печи до температуры 450 °С, охлаждение в воде комнатной температуры; нагрев образца в печи до температуры 350 °С, охлаждение при температуре минус 56 °С; нагрев образца в печи до температуры 450 °С, охлаждение при температуре минус 56 °С. Высокоскоростное охлаждение проводилось в растворе твердого диоксида углерода в спирте. Испытания на растяжение проводились на образцах длиной 50 и 100 мм, изготовленных по ГОСТ 1497-84, а на ударную вязкость – по ГОСТ 9454-78. По результатам экспериментов на растяжение определялись предел текучести, предел прочности материала и относительное удлинение образца. При испытаниях на ударную вязкость определялись коэффициент ударной вязкости и удельная работа разрушения. Проведенные экспериментальные исследования показали, что все виды термообработки понижают предел текучести на 16 – 20 %, повышают удельную работу разрушения до 23 % и практически не изменяют предел прочности и относительное удлинение образца. Лучшие результаты по удельной работе разрушения получены для схемы обработки, когда нагрев образца осуществлялся до температуры 450 °С с последующим охлаждением до минус 56 °С.

Досліджено вплив високошвидкісного охолодження на фізико-механічні властивості алюмінієвого сплаву АМг6 після високотемпературної витримки. Розроблено експериментальну методику, що дозволяє підвищувати в'язкість матеріалу при збереженні характеристик міцності за рахунок одержання рівномірного дисперсійного розподілу вторинної фази усередині зерна. Попередня термообробка зразків проводилася по чотирьох схемах: нагрівання зразка в печі до температури 350 °С, охолодження у воді кімнатної температури; нагрівання зразка в печі до температури 450 °С, охолодження у воді кімнатної температури; нагрівання зразка в печі до температури 350 °С, охолодження при температурі мінус 56 °С; нагрівання зразка в печі до температури 450 °С, охолодження при температурі мінус 56 °С. Високошвидкісне охолодження проводилося в розчині твердого диоксида вуглецю в спирті. Випробування на розтягання проводилися на зразках довжиною 50 і 100 мм, виготовлених відповідно ГОСТ 1497-84, а на ударну в'язкість – відповідно ГОСТ 9454-78. За результатами експериментів на розтягання визначалися границя текучості, межа міцності матеріалу і відносне подовження зразка. При випробуваннях на ударну в'язкість визначалися коефіцієнт ударної в'язкості та питома робота руйнування. Проведені експериментальні дослідження показали, що всі види термообробки знижують границю текучості на 16 – 20 %, підвищують питому роботу руйнування до 23 % і практично не змінюють межу міцності й відносне подовження зразка. Кращі результати по питомій роботі руйнування отримані для схеми обробки, коли нагрівання зразка здійснювалося до температури 450 °С з наступним охолодженням до мінус 56 °С.

The effects of high-speed cooling on the physic and mechanic properties of the АМg6 aluminum alloy after high-temperature heating have been examined. An experimental procedure for improving the material viscosity in saving the strength characteristics due to a uniform dispersion distribution of the second phase in the grain has been developed. A preliminary heat treatment of the specimens has been conducted using four schemes: heating the specimen to 350 °С into a furnace, water cooling to the indoor temperature; heating the specimen to 450 °С in a furnace, water cooling to the indoor temperature; heating the specimen to 350 °С in a furnace, cooling to -56°С; heating the specimen to 450 °С in a furnace, cooling to -56 °С. High-speed cooling has been conducted in solution of solid carbon dioxide in alcohol. Tension tests have been carried out using specimens of 50 and 100 mm length made from GOST 1497-84. Impact tests have been conducted using GOST 9454-78. According to the results of the tension experiments the yield point, the material ultimate strength and a relative extension of the specimen have been measured. In the impacts tests the impact strength coefficient and a specific work of failure have been measured. Experimental investigations demonstrated that all of the types of heat treatment reduce the yield point to 16- 20%, increase a specific work of failure to 23% and in practice do not change the yield point and a relative extension of the specimen. Better results on a specific work of failure have been obtained for the scheme of treatment when heating the specimen was performed to the temperature of 450 °С followed by cooling to -56 °С.

**Ключевые слова:** *алюминиево-магнийевый сплав, термообработка, высокоскоростное охлаждение, предел текучести, предел прочности, ударная вязкость, удельная работа разрушения.*

© А. И. Кузьмицкая, В. С. Жданов, В. П. Пошивалов, 2016

Техн. механика. – 2016. – № 2.

Сплавы системы алюминий – магний широко применяются при изготовлении конструкций топливных систем, в строительстве, электротехнике, в пищевой промышленности, авиа- и ракетостроении благодаря хорошей свариваемости, коррозионной стойкости и высокой пластичности, однако они имеют ряд недостатков из-за неоднородности структуры, что не позволяет обеспечить стабильность свойств при эксплуатации.

Для устранения или минимизации этих недостатков используются различные способы энергетической обработки, позволяющие повышать физико-механические характеристики таких сплавов [1].

В работах [2, 3] исследовано влияние промежуточной энергетической обработки в условиях ползучести на характеристики прочности и микроструктуру алюминиево-магниевого сплава АМгбМ. Выявлено, что комбинированная энергетическая обработка, включающая действие энергетических полей разной физической природы, увеличивает показатели как кратковременной (пределы текучести и пластичности), так и длительной прочности (время до разрушения при ползучести). Микроструктурный анализ материала после обработки показал, что увеличение характеристик прочности достигается за счет залечивания дефектов и повышения плотности дислокаций.

В последние годы наряду с различными видами высокотемпературной энергетической обработки [2] широко применяется процесс низкотемпературной обработки различных материалов для улучшения их физико-механических свойств.

Низкотемпературная обработка металлов и сплавов позволяет при сохранении пластичности повышать работу разрушения при динамических нагрузках и сопротивление разрушению материалов при циклических нагрузках.

Переход металла в хрупкое состояние при охлаждении приводит к изменению характеристик пластичности и уменьшению работы разрушения при статическом нагружении.

Известно, что кристаллическое строение металлов с решеткой в форме гранецентрированного куба (ГЦК) допускает развитие значительных пластических деформаций при деформировании. С понижением температуры число систем скольжения у ГЦК-кристаллов возрастает, возникающая пластическая деформация распределяется равномерно по объему тела и процесс деформирования сопровождается упрочнением [4].

Многие алюминиевые сплавы обладают хорошей вязкостью как при низких, так и при высоких температурах. Особенностью алюминиевых сплавов по сравнению со сталями является отсутствие у них перехода от вязкого к хрупкому состоянию при низких температурах.

Склонность к хрупкому разрушению сплавов АМгб зависит от количества и размера интерметаллических соединений в сплаве и от степени искаженности или напряжения кристаллической решетки. Поэтому на получение оптимальных свойств влияет как химический состав материала и технология его изготовления, так и последующая термическая обработка. Выше температуры сольвуса (т. е. температуры ограниченной растворимости) 275 °С состав сплава представляет собой  $\alpha$ -твердый раствор магния в алюминии с рекристаллизованной зернистой структурой, а ниже этой температуры, в двухфазной области, структура и состав сплавов определяются процессами возврата, первичной рекристаллизации и выделением второй  $\beta$  ( $Al_3Mg_2$ )-фазы [5].

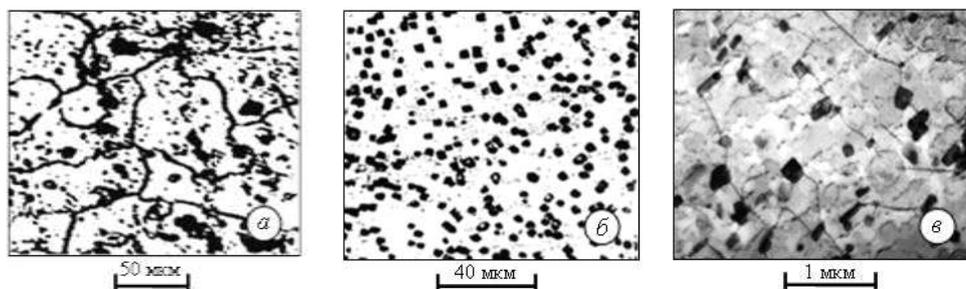
Устойчивость переохлажденного твердого раствора зависит от природы основы сплава и системы легирования, содержания легирующих элементов и структуры сплава перед закалкой. В сплавах на разной основе и с разными легирующими элементами при одной основе различна диффузионная подвижность атомов. Работа образования критического зародыша зависит от поверхностной энергии на границе матрицы, выделения энергии упругой деформации, возникающей из-за различия в удельных объемах фаз [6].

Так как составы  $\alpha$ - и  $\beta$ -фаз различны, то выделение  $\beta$ -фазы связано с диффузионным перераспределением компонентов. При достаточно быстром охлаждении диффузионное перераспределение, необходимое для зарождения и роста кристаллов  $\beta$ -фазы, не успевает пройти и  $\beta$ -фаза не выделяется из  $\alpha$ -раствора.

В работе [7] отмечено, что когда количество  $\beta$ -фазы достигает примерно 30 %,  $\alpha$ -фаза перестает быть непрерывной матрицей и  $\alpha$ -кристаллы начинают окружаться  $\beta$ -кристаллами. Оптический анализ показывает структуру  $\alpha$ -твердого раствора, по границам которого распределены вторичные выделения  $\beta$ -фазы ( $\text{Al}_3\text{Mg}_2$ ) при сравнительно малых скоростях охлаждения.

Структура сплава АМг6 в исходном состоянии приведена на рис. 1 а, б, в [8]. На рис. 1 а приведена структура сплава АМг6 в исходном состоянии, для которой характерно зернистое строение материала с многочисленными включениями второй фазы как по границам зерен, так и равномерно распределенными в матрице зерна. Дислокационная картина в виде ямок травления, которые идентифицируются как выходы дислокаций на поверхность, довольно однородная (рис. 1 б). Электронно-микроскопические исследования иллюстрируют практически прямые линии скольжения и частицы второй фазы (рис. 1 в).

Вторичная  $\beta$ -фаза  $\text{Al}_3\text{Mg}_2$  в сплаве АМг6 является более хрупкой и твердой, чем матрица алюминия, вторая фаза образует непрерывный слой по границам зерен. Если данная фаза будет равномерно дисперсионно распределена внутри зерна, то будет достигнуто заметное упрочнение с сохранением необходимой пластичности.



а – зернистое строение сплава АМг6 с включениями второй фазы;  
б – выход дислокаций на поверхность;  
в – прямые линии скольжения и частицы второй фазы сплава АМг6

Рис. 1

**Методика эксперимента.** Целью данной работы является разработка экспериментальной методики, позволяющей повышать вязкость материала

при сохранении характеристик прочности за счет получения равномерного дисперсионного распределения вторичной фазы внутри зерна, и изучение динамики изменения структуры материала, выдержанного при разных температурах и при разных скоростях охлаждения. Для достижения данной цели в работе предлагается применять метод высокоскоростного охлаждения алюминиево-магниевого сплава АМг6 после высокотемпературной выдержки.

Предварительная термообработка образцов проводилась по четырем схемам:

- нагрев образца в печи до температуры 350 °С, охлаждение в воде комнатной температуры;
- нагрев образца в печи до температуры 450 °С, охлаждение в воде комнатной температуры;
- нагрев образца в печи до температуры 350 °С, охлаждение при температуре минус 56 °С;
- нагрев образца в печи до температуры 450 °С, охлаждение при температуре минус 56 °С.

Образцы длиной 50 мм для испытаний на растяжение выдерживались при соответствующей температуре 40 мин, длиной 100 мм – 60 мин, а образцы для испытаний на ударную вязкость – 80 мин. Нагрев образцов осуществлялся в электропечи МП-2УМ с целью достижения максимально возможного растворения  $\beta$ -фазы ( $Al_3Mg_2$ ) в  $\alpha$ -фазе матрицы.

В работе [9] показано, что физико-механические характеристики всех сплавов системы Al-Mg зависят от состояния пересыщенного твердого раствора магния в алюминии. Пока он сохраняется, сплавы обладают высокой пластичностью и хорошей коррозионной стойкостью. При распаде пересыщенного твердого раствора и образовании непрерывных цепочек  $\beta$ -фазы по границам зерен эти показатели падают. Для восстановления пластичности и коррозионной стойкости необходимо проводить отжиг сплава при температуре 335 °С, приводящий к коагуляции  $\beta$ -фазы и ее равномерному распределению по зерну. Однако плавление  $\beta$ -фазы происходит при температуре 450 °С [10], поэтому режимы термической обработки должны включать нагрев и выдержку при 350 °С и 450 °С.

Для исследования влияния скорости охлаждения на физико-механические свойства материала охлаждение образцов проводилось в двух режимах: в воде при комнатной температуре и низкотемпературная обработка.

Для низкотемпературной обработки образцов из сплава АМг6 в качестве охлаждающей среды используется раствор углекислоты в спирте. Глубокое охлаждение до минус 56 °С достигается с помощью твердого диоксида углерода. Расход твердой углекислоты составляет 800 г на 1 л спирта. Охлаждаемая смесь помещается в баню со спиртом, куда добавляются кусочки сухого льда до достижения нужной температуры. Поддержание постоянной температуры достигается незначительным добавлением твердой углекислоты, которая всё время должна быть в ванне в некотором избытке. Температура смеси контролируется специальной термопарой. После достижения заданной температуры образца (минус 56 °С) его выгружают на воздух и постепенно прогревают естественным путем до комнатной температуры.

**Методы испытаний и объекты исследования.** При испытаниях на растяжение объектом исследования были образцы из алюминиево-магниевого сплава АМг6, изготовленные согласно ГОСТ 1497-84 и предварительно подвергнутые термической обработке. Испытания проводились на установке УММ-20 с гидравлическим приводом и максимальным усилием 200 кН [11]. В результате экспериментов определялись предел текучести  $\sigma_T$ , предел прочности  $\sigma_B$  материала и относительное удлинение образца  $\delta$ .

Испытания на ударную вязкость проводились с целью оценки механических свойств материала при динамических нагрузках и определения чувствительности материала к различным дефектам, возникающим в процессе обработки (микротрещины, неоднородность химического состава и структуры и т. д.).

При испытаниях на ударную вязкость использовались шлифованные образцы из сплава АМг6, изготовленные по ГОСТ 9454-78 [12] (рис. 2), и испытания проводились на маятниковом копре МК-30.

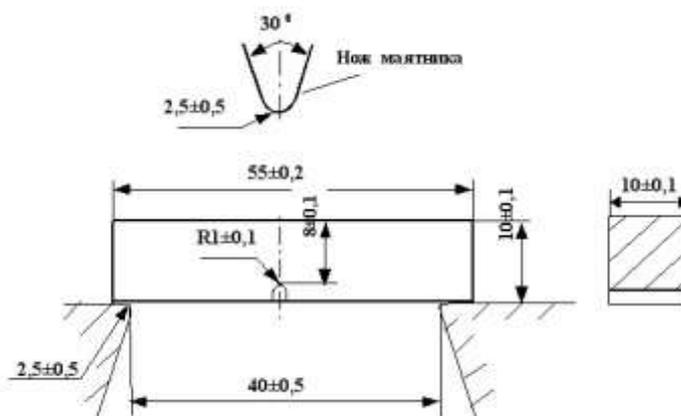


Рис. 2

**Результаты исследований.** Механические свойства материала определяются химическим составом сплава и режимом термической обработки. Степень влияния температуры, времени и вида термической обработки на каждую из механических характеристик может быть разной.

Выбор оптимальной обработки сплава АМг6 зависит от требований, предъявленных к физико-механическим характеристикам материала.

Проведем анализ влияния четырех видов термической обработки на механические свойства сплава АМг6 для трех типов образцов при испытаниях на растяжение и ударную вязкость.

Результаты испытаний образцов длиной 50 мм на растяжение представлены на рис. 3. Как видно из рис. 3, при обработке образца по схеме 1 предел прочности составил 291,1 МПа, при обработке в охлаждающей среде при минус 56 °С (схема 3) – 290,5 МПа. В первом случае этот результат на 0,21 % ниже результатов испытаний контрольных (необработанных) образцов, а во втором – на 0,42 %.

Нагрев образцов до температуры 450 °С дал также незначительное изменение предела прочности.

Так, соответствующие значения предела прочности составили: обработка по схеме 2 –  $\sigma_B = 288,1$  МПа (на 1,26 % ниже результатов испытаний контрольных образцов); по схеме 4 –  $\sigma_B = 287,5$  МПа (на 1,47 % ниже результатов испытаний контрольных образцов).

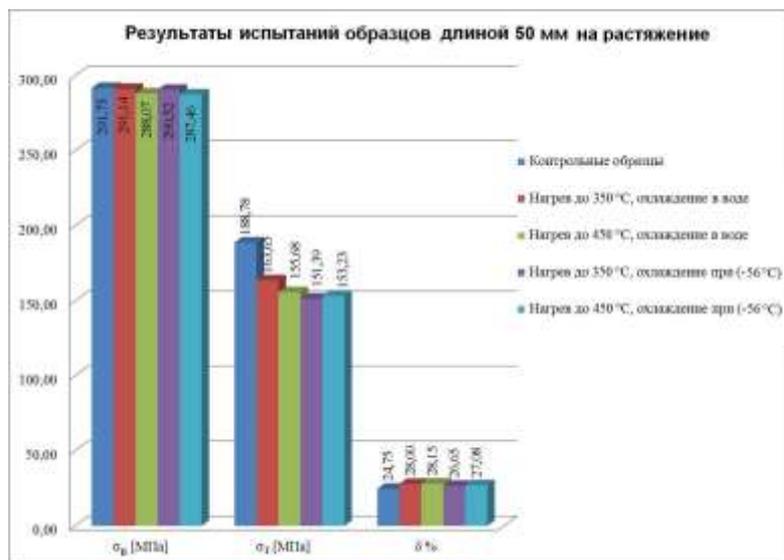


Рис. 3

Вместе с тем, произошло более существенное изменение предела текучести материала при всех схемах обработки. Так, по схеме 1 его снижение составило 13,3 % ( $\sigma_T = 163,3$  МПа), а по схеме 3 – 19,1 % ( $\sigma_T = 151,2$  МПа).

Нагрев до 450 °С дал снижение значений предела текучести на 17,53 % (схема 2) и 18,83 % (схема 4) по сравнению с показателями контрольных образцов. Значения предела текучести для этого случая обработки соответственно составили  $\sigma_T = 155,7$  МПа (схема 2) и  $\sigma_T = 153,2$  МПа (схема 4).

Эксперименты показали увеличение относительного удлинения при всех схемах обработки: обработка по схеме 1 – на 3,25 %, по схеме 2 – на 3,4 %, по схеме 3 – на 1,9 %, по схеме 4 – на 2,33 %.

Относительное удлинение для контрольных образцов длиной 50 мм составило  $\delta = 24,75$  %.

Результаты испытаний образцов длиной 100 мм на растяжение представлены на рис. 4. В результате экспериментов также определялись предел текучести  $\sigma_T$ , предел прочности  $\sigma_B$  материала и относительное удлинение образца  $\delta$ .

Как видно из рис. 4, изменение предела прочности обработанных по схемам 1 – 4 образцов длиной 100 мм не превышало 2 %, а именно: для схемы 1 – 1 % ( $\sigma_B = 303$  МПа); для схемы 3 – 1,8 % ( $\sigma_B = 301$  МПа); для схемы 2 – 0,5 % ( $\sigma_B = 305$  МПа); для схемы 4 – 0,8 % ( $\sigma_B = 304$  МПа).

Как и для образцов 50 мм, в этом случае произошло снижение предела текучести в среднем на 20 %: для схем 1 и 4 на 19,3 % ( $\sigma_T = 123$  МПа), для схемы 2 на 23,2 % ( $\sigma_T = 117$  МПа), для схемы 3 на 20,6 % ( $\sigma_T = 121$  МПа).

Относительное удлинение контрольных образцов равно 26 %.

Увеличение относительного удлинения обработанных образцов в этом случае составило: для схемы 1 – 2,3 %, для схемы 2 – 2,2 %, для схемы 3 – 1 %, для схемы 4 – 2,8 %.

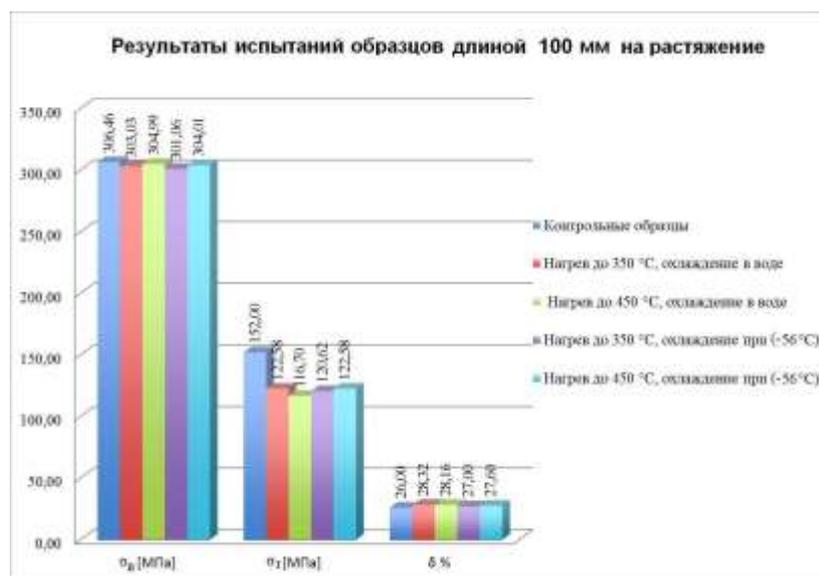


Рис. 4

Результаты испытаний образцов на ударную вязкость представлены на рис. 5.

В отличие от испытаний на растяжение-сжатие, ударные нагрузки дают более высокую скорость выделения энергии в материале. Ударная вязкость характеризует способность материала к быстрому поглощению энергии и оценивается с помощью работы до разрушения испытываемого образца.



Рис. 5

Обработка материала по схемам 1 и 3 дала увеличение работы до разрушения  $A$  на 16 % по сравнению с контрольным образцом и составила  $A = 65$  Дж, обработка по схеме 2 дала увеличение работы до разрушения на 19 % (67 Дж) и обработка по схеме 4 – на 21,6 % (68 Дж).

Значение показателя ударной вязкости КСУ также увеличилось в среднем на 19 % и составило: для схемы 1 – 813 КДж/м<sup>2</sup>, для схемы 2 – 836 КДж/м<sup>2</sup>, для схемы 3 – 814 КДж/м<sup>2</sup>, для схемы 4 – 854 КДж/м<sup>2</sup>.

Результаты всех механических испытаний сплава АМгб при различных схемах термической обработки представлены на рис. 6. Как можно видеть из рис. 6, наименее эффективной оказалась обработка по схеме 3 (нагрев до 350 °С и охлаждение в растворе спирта и углекислоты при минус 56 °С).

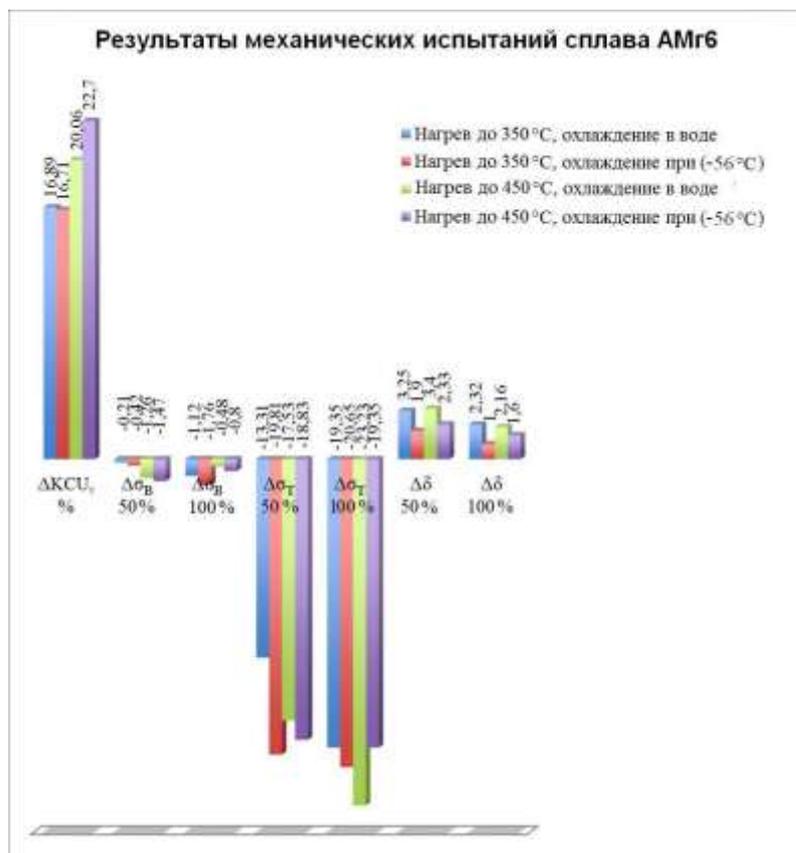


Рис. 6

**Выводы.** Проведенные экспериментальные исследования показали, что все виды термообработки понижают предел текучести, повышают удельную работу разрушения и практически не изменяют предел прочности и относительное удлинение образца.

Лучшие результаты по удельной работе разрушения получены для схемы обработки, когда нагрев образца осуществлялся до температуры 450 °С с последующим охлаждением до минус 56 °С.

1. Новиков И. И. Теория термической обработки металлов / И. И. Новиков. – М. : Metallurgy, 1978. – 391 с.

2. Пошивалов В. П. Підвищення довговічності сплаву АМг6М за рахунок енергетичної обробки в умовах повзучості / В. П. Пошивалов, Д. Г. Борщевська, В. Д. Рябчий, І. І. Телегіна // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2013. – № 6. – С. 62 – 67.
3. Борщевская Д. Г. Повышение долговечности сплава АМг6М за счет введения промежуточной пластической деформации / Д. Г. Борщевская, В. Д. Рябчий, В. Ф. Бутенко, И. И. Телегина // Техническая механика. – 2011. – №1. – С. 70 – 77.
4. Холод в машиностроении / А. П. Клименко, Н. В. Новиков, Б. Л. Смоленский, В. И. Могильный, В. И. Климентьев, М. А. Рохленко. – М. : Машиностроение, 1977. – 192 с.
5. Алюминиевые сплавы при низких температурах. Под ред. И. Н. Фридляндера. – М. : Metallurgy, 1967. – 296 с.
6. Ватолін Н. А. Влияние ближнего порядка жидких сплавов Al – Mg и Al – Si на структуру и свойства в кристаллическом состоянии / Н. А. Ватолін, Э. А. Пастухов, В. Н. Сермягин. – М. : Наука, 1986. – 304 с.
7. Бернштейн М. Л. Механические свойства металлов / М. Л. Бернштейн, В. А. Займовский. – М. : Metallurgy, 1979. – 495 с.
8. Пошивалов В. П. Влияние холодной обработки на физико-механические свойства алюминиевого сплава АМг6 / В. П. Пошивалов, А. И. Кузьмицкая, В. С. Жданов // Вісник Дніпропетровського університету. Серія Ракетно-космічна техніка. – 2014. – Вип.17, том 1. – С. 71 – 79.
9. Фридляндер И. Н. Алюминиевые деформируемые конструкционные сплавы / И. Н. Фридляндер. – М. : Metallurgy, 1979. – 208 с.
10. Алюминий: свойства и физическое металловедение. Справочник. Под ред. Хэтча Дж. Е. – М. : Metallurgy, 1989. – 422 с.
11. ГОСТ 1497-84. Металлы. Методы испытаний на растяжение. – Введ. 01.01.86. – М. : ФГУП Стандартинформ. – 2005. – 41 с.
12. ГОСТ 9454-78. Металлы. Метод испытания на ударный изгиб при пониженных, комнатной и повышенных температурах. – Введ. 01.01.79. – М. : Издательство стандартов, 2002. – 15 с.

Институт технической механики Национальной академии наук Украины и Государственного космического агентства Украины,  
Днепропетровск

Получено 19.05.2016,  
в окончательном варианте 21.05.2016