

УДК 669.295

Березина А. Л.  
 Спусканюк В. З.  
 Давиденко А. А.  
 Гангало А. Н.  
 Закорецкая Т. А.  
 Монастырская Т. А.  
 Перькова К. И.

### УПРОЧНЕНИЕ СПЛАВА АД-31 В РЕЗУЛЬТАТЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ С ДЕФОРМАЦИЕЙ ЗАГОТОВОК МЕТОДАМИ ГИДРОПРЕССОВАНИЯ

Существует много работ, выполненных на сплавах системы Al-Mg-Si, посвященных исследованию влияния числа проходов равноканального углового прессования (РКУП), температуры деформирования, режимов старения на свойства сплавов данной системы [1–4]. Однако до настоящего времени отсутствуют данные о влиянии режимов термомеханической обработки (ТМО), основанной на использовании методов прямого и углового гидропрессования и включающей отжиг и старение образцов как перед деформацией, так и после.

Цель данного исследования заключалась в определении влияния режимов термической и деформационной обработки на механические свойства сплава АД-31.

В качестве объекта исследования выбран сплав системы Al-Mg-Si – АД-31. Химический состав сплава приведен в табл. 1.

Таблица 1

Химический состав сплава АД-31

Mg	Si	Fe	Cu	Ti	Mn	Zn	Al
0,6	0,50	0,31	0,06	0,032	0,037	0,06	остальное

Этот сплав отличается высокой способностью к деформационной обработке, имеет повышенную коррозионную стойкость, однако является малопрочным. Исследована возможность повышения механических свойств сплава за счет применения различных режимов деформационной обработки в сочетании с разного типа термообработками. В качестве деформационной обработки использовались методы гидропрессования (ГП) и углового гидропрессования (УГП). Варианты обработки, последовательность шагов обработки, эквивалентные деформации  $\epsilon$  на каждой стадии и суммарная накопленная деформация  $\epsilon_{\Sigma}$  приведены в табл. 2.

По приведенным схемам продеформированы образцы после следующих предварительных обработок: 1) гомогенизирующий отжиг при 560 °С продолжительностью 12 часов; 2) закалка на воздухе от 480 °С + старение 6 часов при 185 °С. Механические свойства образцов исследованы после деформационной обработки и естественного старения полученного при хранении образцов при комнатной температуре в течении  $1,5 \times 10^4$  часов.

Средние значения твердости определялись по результатам измерений пяти образцов, а механических свойств – трех образцов.

Таблица 2

Условия деформирования при обработке сплава АД-31

Вариант обработки	ГП	УГП		ГП	$\epsilon_{\Sigma}$
	$\epsilon_{ГП}$	$n$	$\epsilon_{УГП}$	$\epsilon_{ГП}$	
1	1,28	–	–	1,52	2,8
2	1,28	1	1,15	1,52	3,95
3	1,28	2	2,3	1,52	5,1
4	1,28	4	4,6	1,52	7,4

*Твердость сплава после деформации*

Установлено, что характер изменения твердости образцов в результате деформации зависит от исходного, перед деформацией, состояния сплава. Твердость отожженного образца после деформации (рис. 1, б) интенсивно увеличивается с начальной величины 42,4 HV и достигает своего максимума 85,3 HV при накопленной деформации  $\varepsilon_{\Sigma} = 5,1$ , а дальнейшее увеличение накопленной деформации не приводит к увеличению твердости. Для предварительно состаренных образцов уровень твердости увеличивается от значения 81,6 HV до максимального уровня твердости 95,2 HV при  $\varepsilon_{\Sigma} = 5,1$ . Повышение накопленной степени деформации до  $\varepsilon_{\Sigma} = 7,4$  приводит к уменьшению твердости на 8,5 % по сравнению с максимальным уровнем. Подобный эффект наблюдался в [1] для сплава 6061: максимальный уровень прочности состаренных образцов был достигнут при  $\varepsilon_{\Sigma} = 8$ , а увеличение накопленной деформации до  $\varepsilon_{\Sigma} = 12$  привело к уменьшению прочности на 13 %.

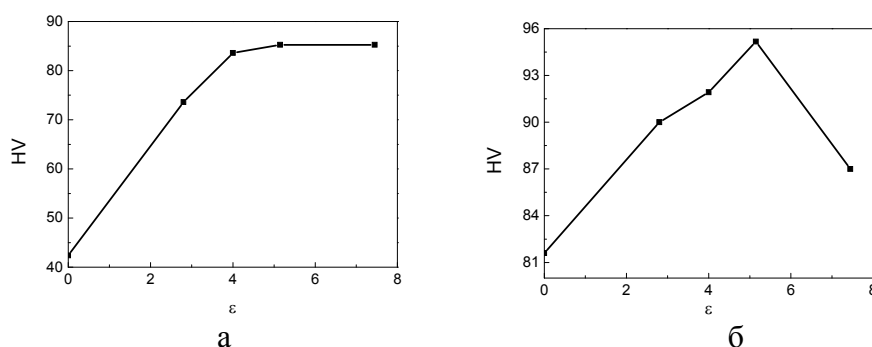


Рис. 1. Зависимость твердости материала от накопленной деформации: а – отожженных образцов; б – состаренных образцов

*Влияние отжига после деформации на твердость сплава*

На рис. 2 приведены зависимости твердости образцов от температуры отжига (1 час) после деформационной обработки в случае использования заготовок без предварительного старения сплава. При этом варьировалась величина накопленной деформации в пределах  $\varepsilon_{\Sigma} = 2,8 \dots 7,4$ .

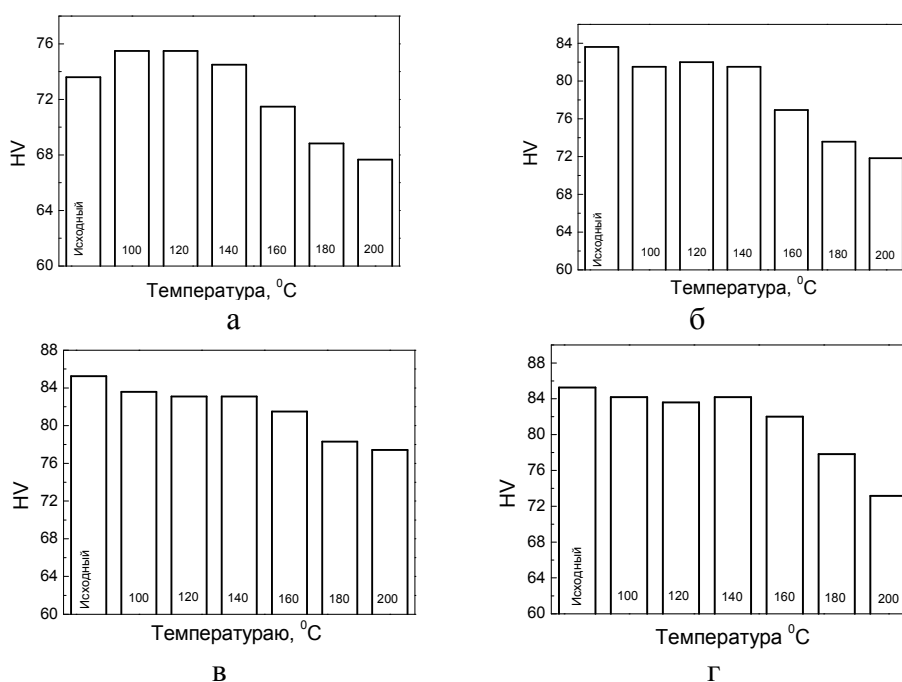


Рис. 2. Зависимость изменения твердости сплава АД-31 от температуры отжига (1 час) после деформационной обработки без предварительного старения:

а –  $\varepsilon_{\Sigma} = 2,8$ ; б –  $\varepsilon_{\Sigma} = 3,95$ ; в –  $\varepsilon_{\Sigma} = 5,1$ ; г –  $\varepsilon_{\Sigma} = 7,4$

Для материала с наименьшей накопленной деформацией (рис. 2, а) после отжига при 100 °С наблюдается небольшое увеличение твердости с 73,6 HV до 75,5 HV. По-видимому, это увеличение твердости связано с ускорением дисперсионного твердения. Для материалов с большей накопленной деформацией (рис. 2, б–г) после отжига при той же температуре наблюдается небольшое снижение твердости на 1,3–2,5 %. По-видимому, падение твердости материала за счет процессов возврата и рекристаллизации происходит более интенсивно, чем приращение ее увеличения за счет дисперсионного твердения.

С увеличением температуры отжига до 120–140 °С твердость материала изменяется незначительно, в сравнении с отжигом при 100 °С, а с увеличением температуры отжига до 160 °С происходит значительное уменьшение твердости. При 200 °С снижение твердости в зависимости от режимов обработки составляет 8–14 %.

На рис. 3 приведены зависимости изменения твердости сплава от температуры отжига (1 час) после деформационной обработки предварительно состаренных образцов. Из рисунка видно, что после отжига при температуре 100 °С твердость деформированного сплава увеличилась на 0,7–4,3 % в зависимости от режима обработки. Следует отметить, что величина прироста твердости коррелировала с величиной твердости после деформационной обработки, т. е. наименьший прирост твердости наблюдался у материала, имевшего наименьшую его величину после деформации (рис. 1, б), а наибольший прирост твердости был у материала, достигшего наибольшего уровня в результате деформации. По-видимому, в процессе деформации предварительно состаренных образцов происходит частичное растворение дисперсионно упрочняющих частиц, а после отжига при 100 °С происходит их интенсивное выделение. С увеличением температуры отжига до 120–140 °С твердость материала изменяется незначительно, в сравнении с результатами после отжига при 100 °С. С увеличением температуры отжига свыше 160 °С происходит значительное уменьшение твердости, причем наименьшее падение твердости наблюдается для материала подвергнутого деформационной обработки с величиной накопленной деформации, равной  $\varepsilon_{\Sigma} = 5,1$ .

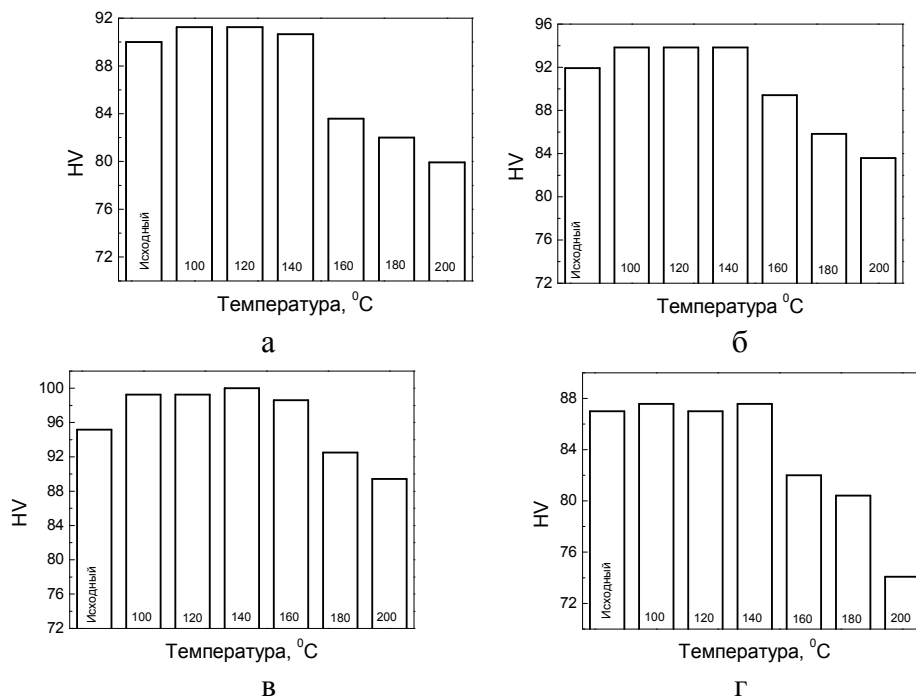


Рис. 3. Зависимость изменения твердости сплава АД-31 от температуры отжига (1 час) после деформационной обработки предварительно состаренных образцов:

а –  $\varepsilon_{\Sigma} = 2,8$ ; б –  $\varepsilon_{\Sigma} = 3,95$ ; в –  $\varepsilon_{\Sigma} = 5,1$ ; г –  $\varepsilon_{\Sigma} = 7,4$

Увеличение температуры отжига до 200 °С приводит к падению твердости на 6–15 % в зависимости от режимов деформационной обработки, по сравнению с твердостью без отжига. Следует отметить, что величина падения твердости коррелировала с уровнем твердости после

деформационной обработки, а именно, наибольшее снижение твердости (на 15 %) наблюдалась у материала, имевшего наименьшую величину твердости после деформации (рис. 1, б), а наименьшее падение твердости (на 6 %) установлено у наиболее упрочненного материала.

*Влияние заключительного естественного старения на свойства сплава при различных схемах ТМО.*

Исследованы свойства сплава после различных вариантов термомеханической обработки, в которых перед деформацией осуществлялись отжиг либо старение (естественное или искусственное), а после деформации – естественное старение.

На рис. 4 приведены результаты измерения твердости образцов в случае предварительного отжига, деформационной обработки и заключительного естественного старения ( $1,5 \times 10^4$  часов) сплава. В результате старения твердость отожженного недеформированного материала увеличилась на 6 %. Для деформированных образцов наибольший прирост 7 % соответствует материалу с наименьшим значением накопленной деформации. Для материала с величиной накопленной деформации  $\varepsilon_{\Sigma} = 5,1$  наблюдается падение твердости на уровне 5 %.

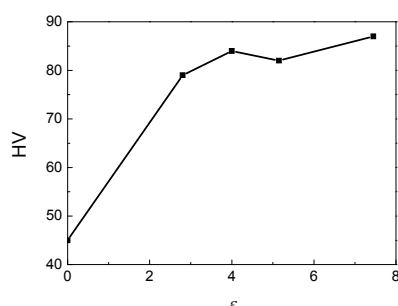


Рис. 4. Влияние естественного старения ( $1,5 \times 10^4$  часов) на твердость предварительно отожженного и деформированного материала

На рис. 5 приведены значения предела прочности и относительного удлинения образцов после ТМО, включающей предварительный отжиг, деформацию и естественное старение сплава, в зависимости от величины накопленной деформации. Наибольший уровень предела прочности  $\sigma_b = 391$  МПа соответствует материалу с наибольшим уровнем накопленной деформации. Относительное удлинение образцов снижается тем больше, чем выше предел прочности. При максимальной величине предела прочности относительное удлинение равнялось  $\delta = 7,6$  %.

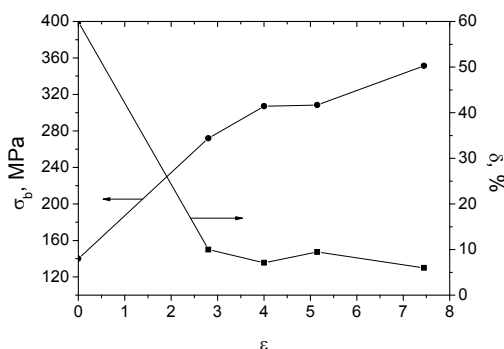


Рис. 5. Зависимость предела прочности и относительного удлинения образцов от величины накопленной деформации (предварительный отжиг + деформация + естественное старение)

В случае деформации исходного состаренного материала (схема ТМО: искусственное старение + деформация + естественное старение) при величине накопленной деформации  $\varepsilon_{\Sigma} = 5,1$  предел прочности повысился до  $\sigma_b = 391$  МПа, а относительное удлинение равнялось  $\delta = 7,6$  %. Дальнейшее увеличение накопленной деформации до  $\varepsilon_{\Sigma} = 7,4$  привело к снижению предела прочности до  $\sigma_b = 335$  МПа и относительного удлинения до  $\delta = 6,6$  %.

## ВЫВОДЫ

Впервые исследовано влияние режимов термомеханической обработки предварительно отожженных либо состаренных образцов из алюминиевого сплава АД-31 с деформацией заготовок методами прямого и углового гидропрессования. Установлено, что в случае использования отожженных образцов наблюдается упрочнение сплава с повышением величины накопленной деформации до  $\varepsilon_{\Sigma} = 3,95$ , при этом твердость достигает 85HV. Дальнейшее увеличение накопленной деформации не приводит к увеличению твердости материала. Для предварительно состаренных образцов наибольшая твердость 95HV достигается при накоплении деформации до  $\varepsilon_{\Sigma} = 5,1$ , дальнейшее увеличение накопленной деформации до  $\varepsilon_{\Sigma} = 7,4$  приводит к снижению твердости на 8,5 %.

Установлено влияние схемы термомеханической обработки образцов на твердость сплава. Показано, что в случае обработки образцов по схеме: отжиг + деформация + отжиг твердость сплава понижается на всем интервале температур 100–200 °С заключительного отжига. Исключение составляют образцы с уровнем накопленной деформации  $\varepsilon_{\Sigma} = 2,8$ , когда твердость повышается с нагревом до 140 °С. В случае обработки образцов по схеме: старение + деформация + отжиг твердость материала повышается с увеличением температуры нагрева до 140 °С, а при температуре свыше 160 °С резко снижается.

Показано, что максимальный уровень предела прочности  $\sigma_b = 391$  МПа достигается при величине накопленной деформации  $\varepsilon_{\Sigma} = 5,1$  в случае обработки по схеме ТМО: искусственное старение + деформация + естественное старение. При этом относительное удлинение равнялось  $\delta = 7,6$  %. В случае обработки по схеме ТМО: отжиг + деформация + естественное старение уровень предела прочности  $\sigma_b = 351$  МПа достигается при величине накопленной деформации  $\varepsilon_{\Sigma} = 7,4$ . При этом относительное удлинение равнялось  $\delta = 6$  %.

## СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Szczygiel P., Roven H. J., Reiso O., 2005. *On the effect of SPD on recycled experimental aluminium alloys: Nanostructures, particle break-up and properties. Mater. Sci. Eng. A 410–411, 261–264.*
2. Gubicza J., Schiller I., Chinh N.Q., 2007. *The effect of severe plastic deformation on precipitation in supersaturated Al–Zn–Mg alloys. Mater. Sci. Eng. A 460–461, 77–85.*
3. Sitdikov O., Sakai T., Avtokratova E., Kaibyshev R., Kimura Y., Tsuzaki K. *Grain refinement in a commercial Al–Mg–Sc alloy under hot ECAP conditions. Mater. Sci. Eng. A 444. – 2007. –P. 18–30.*
4. Vidal V., Zhang Z. R., Verlinder B., *Precipitation hardening and grain refinement in an Al–4.2wt%Mg–1.2wt%Cu processed by ECAP. J. Mater. Sci. 43. – 2008. – P. 7418–7425.*

- Березина А. Л. – канд. физ.-мат. наук, ст. науч. сотрудник ИМФ НАН Украины;  
Спусканюк В. З. – д-р техн. наук, проф., ст. науч. сотрудник ДонФТИ НАН Украины;  
Давиденко А. А. – канд. техн. наук, ст. науч. сотрудник ДонФТИ НАН Украины;  
Гангало А. Н. – канд. техн. наук, мл. науч. сотрудник ДонФТИ НАН Украины;  
Закорецкая Т. А. – вед. инж. ДонФТИ НАН Украины;  
Монастырская Т. А. – канд. физ.-мат. наук, ст. науч. сотрудник ИМФ НАН Украины;  
Перькова К. И. – аспирант ДонФТИ.

ИМФ НАН Украины – Институт металлофизики им. Г. В. Курдюмова Национальной академии наук Украины, г. Киев.

ДонФТИ – Донецкий физико-технический институт им. А. А. Галкина Национальной академии наук Украины, г. Донецк.

E-mail: tinka\_10@mail.ru

Статья поступила в редакцию 21.02.2013 г.