

PACS: 62.20.F, 81.40.Lm

А.Л. Березина¹, Т.А. Монастырская¹, А.А. Давиденко²,
В.З. Спусканюк², А.Н. Гангало², А.В. Котко¹

ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВА Al–Mg–Si

¹Институт металлофизики им. Г.В. Курдюмова НАН Украины
бульв. Акад. Вернадского, 36, г. Киев, 03142, Украина

²Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины
ул. Р. Люксембург, 72, г. Донецк, 83114, Украина

Статья поступила в редакцию 22 августа 2012 года

Исследована возможность изменения структуры и свойств деформируемого малолегированного дешевого сплава АД-31 за счет применения различных схем интенсивной пластической деформации (ИПД) в сочетании с термообработками разного типа. Показано, что использование ИПД при комнатной температуре для сплава АД-31 формирует неоднородную деформационную структуру, которая представляет собой картину незавершенной динамической рекристаллизации. Средний размер зерен уменьшается от 200–500 нм до 300–500 нм. ИПД, независимо от исходных состояний сплава, способствует деформационно-индуцированному полному или частичному растворению избыточных фаз, что сопровождается образованием пересыщенного твердого раствора в матрице. За счет измельчения зерен и образования субструктуры в предварительно состаренных образцах удастся повысить предел прочности по сравнению с исходным состаренным состоянием от 200 до 390 МПа при снижении относительного удлинения на 30%.

Ключевые слова: сплав АД-31, интенсивная пластическая деформация, прямая гидроэкструзия, угловая гидроэкструзия, накопленная деформация, динамическая рекристаллизация

1. Введение

Использование методов ИПД для получения объемных образцов металлов и сплавов с субмикро- (размер зерен $d \sim 100\text{--}1000\text{ нм}$) и нанокристаллической ($d < 100\text{ нм}$) зерненными структурами в связи с развитием новых комбинированных способов упрочнения металлов и сплавов становится одним из наиболее актуальных направлений современного материаловедения [1]. Такие материалы, обладающие уникальными механическими свойствами, рассматриваются как перспективные конструкционные и функциональные материалы следующего поколения металлов и сплавов. Понимание механизмов структурно-фазовых изменений в результате ИПД чистых металлов и сплавов важно с точ-

ки зрения прогнозирования процессов деградации и последующего разрушения материалов при внешнем температурно-силовом воздействии.

В настоящее время считается, что механизм упрочнения при ИПД чистых металлов основан на измельчении зерен, наряду с неравновесным состоянием границ зерен, имеющих высокий уровень локальных внутренних напряжений вблизи границ. Однако в некоторых гетерогенных сплавах на механические характеристики влияет не только измельчение зерен при ИПД, но и выделение или растворение вторичных дисперсных фаз. В зависимости от структурного состояния таких фаз в широком интервале степеней деформации наблюдаются эффекты дополнительного упрочнения и разупрочнения. Такие эффекты, в частности, были обнаружены при объемной ИПД расплающихся алюминиевых сплавов [2–7].

В данной работе проведены исследования изменений структуры и свойств деформируемого малолегированного дешевого сплава АД-31 в результате его термомеханической обработки с использованием методов ИПД. Сплав АД-31 отличается высокой технологической пластичностью, способностью к горячей экструзии, имеет повышенную коррозионную стойкость, однако является малопрочным. Необходим поиск дополнительных методов упрочнения сплава, возмещающего неизбежную потерю прочности при вылеживании сплава перед искусственным старением. В работе была поставлена задача исследовать возможности повышения механических свойств сплава за счет применения различных схем ИПД в сочетании с термообработками разного типа.

2. Материал и методика исследования

В качестве объекта исследования был выбран деформируемый сплав АД-31. Сплавы типа АД составляют основу важного класса термически упрочняемых деформируемых сплавов. При их получении не используются дефицитные материалы, они дешевы, малолегированы, суммарное содержание легирующих элементов в них колеблется в пределах от 1 до 2%, что значительно меньше, чем в широко используемых дюралюминах.

Равновесная диаграмма состояния системы хорошо исследована. В системе имеется квазибинарный разрез Al–Mg₂Si при отношении Mg:Si = 1.73. В равновесии с алюминиевым твердым раствором находится соединение Mg₂Si – β-фаза, которая расположена на квазибинарном разрезе. Промышленные деформируемые сплавы содержат от 0.6 до 1.5% Mg₂Si при небольшом избытке магния или кремния. Сплавы упрочняются за счет дисперсионного твердения в процессе старения при выделении высокодисперсных метастабильных упрочняющих β''- и β'-фаз, когерентно, полукогерентно связанных с матрицей. Фаза β' имеет гексагональную решетку с параметрами $a = 0.705 \text{ nm}$, $c = 0.405 \text{ nm}$, по сравнению со стехиометрическим составом обогащена вакансиями и кремнием, выделяется в виде игл, стержней. Равновесная β-фаза имеет кубическую ГЦК-решетку с параметром $a = 0.635 \text{ nm}$. Из всех сплавов серии АД исследуемый сплав обладает наименьшей объем-

ной долей Mg₂Si-фазы (0.6%) и, соответственно, наименьшим упрочнением при старении. Сплав был выплавлен на Киевском заводе алюминиевых строительных конструкций, его состав приведен в табл. 1.

Таблица 1

Состав исследованного сплава АД-31

Концентрация элементов, mass%						
Mg	Si	Fe	Cu	Ti	Mn	Zn
0.59	0.50	0.31	0.06	0.032	0.037	0.06

В качестве объемной ИПД использовался комбинированный метод прямой (ГЭ) и угловой (УГЭ) гидрокструзии. Метод УГЭ, впервые предложенный в ДонФТИ [8], представляет собой модифицированный метод равноканального углового прессования. Цилиндрические заготовки выдавливали из контейнера жидкостью высокого давления через угловую матрицу с углом $\Phi = 90^\circ$. Все деформации проводили при комнатной температуре под давлением 150–700 МПа. Общую схему деформации образцов можно представить в виде: ГЭ + n УГЭ + ГЭ. Число проходов при УГЭ составляло $n = 1, 2, 4$. С целью изучения влияния наследственной структуры исходного состояния сплава на процессы ИПД и окончательные свойства сплава были приготовлены образцы трех серий с различными начальными обработками: А – гомогенизация при 560°C в течение 12 h; В – гомогенизация при 560°C в течение 12 h + закалка на воздухе от 480°C + старение в течение 6 h при 185°C + естественное старение; С – перекалка образцов серии В на воздухе от 480°C + старение при 185°C в течение 6 h (отсутствует эффект естественного старения).

Маркировка образцов, последовательность деформации, величина деформации e на каждой стадии и суммарная накопленная деформация Σe приведены в табл. 2.

Таблица 2

Последовательность деформации образцов серий А, В и С

Маркировка образца	ГЭ + ГЭ	УГЭ		ГЭ + ГЭ	Σe
	e	n	e	e	
А-0	1.0 + 0.3	–	–	0.5 + 1.0	2.8
А-1		1	1.15		4.0
А-2		2	2.3		5.1
А-4		4	4.6		7.4
В-0	1.0 + 0.3	–	–	0.5 + 1.0	2.8
В-1		1	1.15		4.0
В-2		2	2.3		5.1
В-4		4	4.6		7.4
С-0	1.0 + 0.3	–	–	0.5 + 1.0	2.8
С-1		1	1.15		4.0
С-2		2	2.3		5.1
С-4		4	4.6		7.4

Структуру образцов в исходном состоянии и после ИПД анализировали с помощью дюрOMETрических, волюметрических методов и метода электронной микроскопии на электронном микроскопе JEM-2000FXII в просвечивающем режиме.

3. Структура и свойства сплава АД-31 в исходном состоянии

Для исследований были получены образцы в гомогенизированном состоянии (серия А) и после старения по режиму Т8 (серия В). Механические свойства образцов в состоянии поставки представлены в табл. 3.

Таблица 3

Механические свойства сплава в состоянии поставки

Серия	Термообработка	Предел текучести	Предел прочности	Относительное удлинение, %
		МПа		
А	Гомогенизация при 560°C, 12 h	86	116	21.5
В	Гомогенизация + закалка от 480°C + старение при 185°C, 6 h + естественное старение	188	207	10.7

В соответствии с металлографическими данными сплав характеризуется равноосной зеренной структурой с $d = 200\text{--}500 \mu\text{m}$. Электронно-микроскопические структуры сплава серий А и В представлены на рис. 1. В гомогенизированном состоянии в сплаве присутствуют грубые частицы равновесной β -фазы стержнеобразной формы длиной $\sim 200\text{--}600 \text{ nm}$ и толщиной $\sim 50\text{--}60 \text{ nm}$ (рис. 1,а). Плотность выделения частиц мала, они некогерентны матрице и связаны с дислокациями. После распада пересыщенного твердого раствора (рис. 1,б) в матрице образуются мелкодисперсные игольчатые частицы длиной $\sim 20 \text{ nm}$ и толщиной $\sim 5\text{--}6 \text{ nm}$ метастабильной β' -фазы. Частицы имеют высокую плотность выделения, когерентно связаны с матрицей, являются упрочняющими, что позволяет почти вдвое повысить прочностные свойства сплава (табл. 3).

4. Влияние интенсивной пластической деформации на структуру и свойства сплава АД-31

Для всех конечных значений накопленной степени деформации Σe сплава (табл. 2) были проведены измерения плотности и твердости. Полученные данные представлены на рис. 2.

Следует отметить полную корреляцию в характере изменения плотности и твердости с ростом накопленной степени деформации. Если для гомогенизированных образцов (серия А) кривые выходят на насыщение, то для состаренных образцов (серии В и С) после накопления деформации до $\Sigma e = 5.5$ происходит падение как плотности, так и твердости сплава. Механические свойства этих образцов представлены в табл. 4.

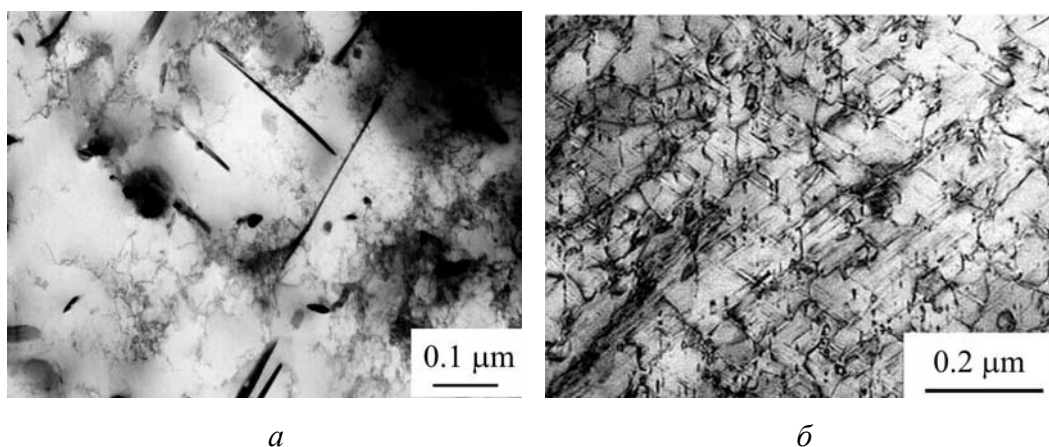


Рис. 1. Электронно-микроскопическая структура сплава АД-31 в состоянии поставки серий А (а) и В (б)

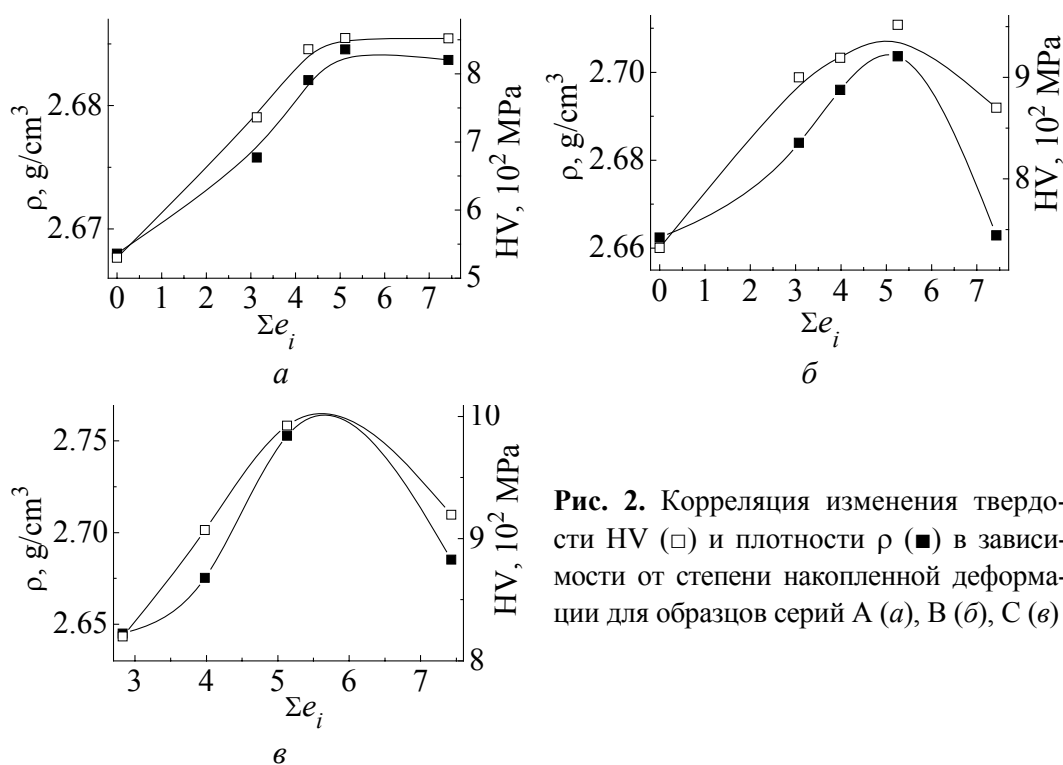


Рис. 2. Корреляция изменения твердости HV (□) и плотности ρ (■) в зависимости от степени накопленной деформации для образцов серий А (а), В (б), С (в)

Максимальное значение предела прочности наблюдается для состаренных образцов. Так, для образцов серии В-2 при накопленной деформации $\Sigma e = 5.1$ удается повысить предел прочности по сравнению с исходным состаренным состоянием от 207 до 391 МПа (практически на 90%) при снижении относительного удлинения на 30%. Для гомогенизированных образцов А-4 при $\Sigma e = 7.4$ предел прочности повышается до 350 МПа (втрое по сравнению с исходным гомогенизированным состоянием), относительное удлинение падает от 20.7 до 6.1% (практически втрое).

Механические свойства образцов после ИПД

Маркировка образца	Предел прочности	Твердость	Относительное удлинение, %
	МПа		
A-0	272	736	8.1
A-1	307	836	7.1
A-2	309	853	9.5
A-4	351	853	6.1
B-1	364	919	7.2
B-2	391	952	7.6
B-4	335	870	6.6
C-0	263	820	11.6
C-1	302	907	6.6
C-2	384	993	7.5
C-4	331	920	6.1

Результаты электронно-микроскопических исследований структуры после ИПД гомогенизированных образцов серии А и состаренных образцов серии С приведены на рис. 3; эволюция дифракционной картины, отснятой с одинаковой площади $\sim 55 \mu\text{m}^2$, при изменении степени деформации и температуры старения указанных образцов представлена на рис. 4.

Как видно, все деформационные структуры неоднородны, гетерогенны, состоят из рекристаллизованных и нерекристаллизованных зерен и представляют картину незавершенной динамической рекристаллизации.

После гидроэкструзии образца А-0 (рис. 3, I, а) наблюдаются фрагментация зеренной структуры до 0.3–0.5 μm , появление вытянутых рекристаллизованных и нерекристаллизованных зерен (внутри последних присутствует сетчатая дислокационная структура). Происходит деформационно-индуцированное растворение частиц равновесной β -фазы. По сравнению с размерами в исходном состоянии (длина ~ 300 – 600 nm , толщина ~ 50 – 60 nm) частицы измельчаются: длина уменьшается до 100 nm , толщина – до 20 nm . Частицы в основном располагаются по границам зерен. Из анализа электронограмм (рис. 4, а, б) очевидно, что после такой обработки рефлексы обратной решетки характеризуются азимутальным расширением, что указывает на формирование субструктуры.

После УГЭ при $n = 1$ (образец А-1, рис. 3, I, б) в матрице появляются области, окруженные оболочкой, которая содержит сетчатую дислокационную структуру, частицы равновесной β -фазы сохраняются. Увеличение числа проходов до $n = 4$ (образец А-4, рис. 3, I, г) формирует чередующуюся цепочечную структуру из рекристаллизованных и нерекристаллизованных зерен, частицы β -фазы не наблюдаются.

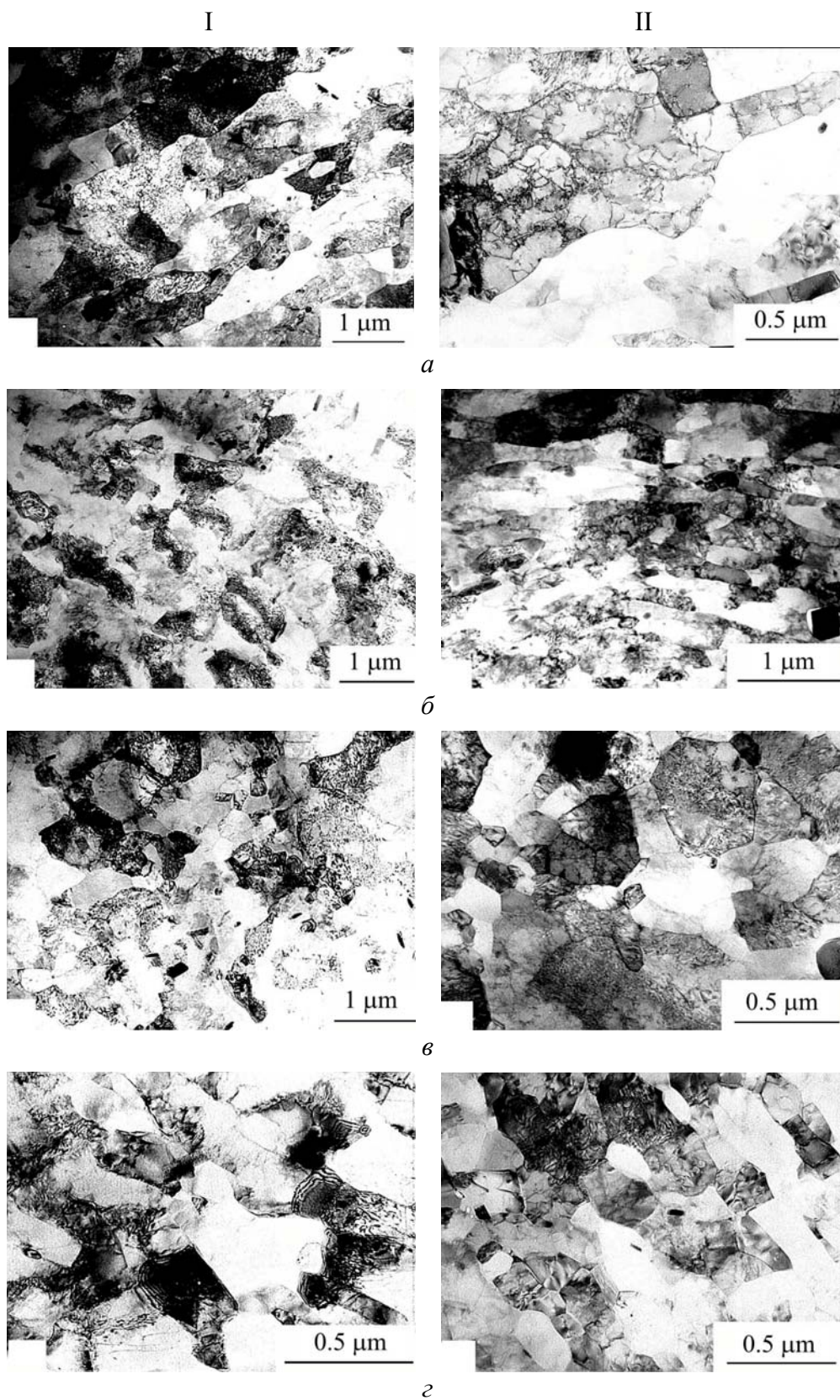


Рис. 3. Влияние степени накопленной деформации на структуру образцов: I – серии А: А-0 (а), А-1 (б), А-2 (в), А-4 (г); II – серии С: С-0 (а), С-1 (б), С-2 (в), С-4 (г)

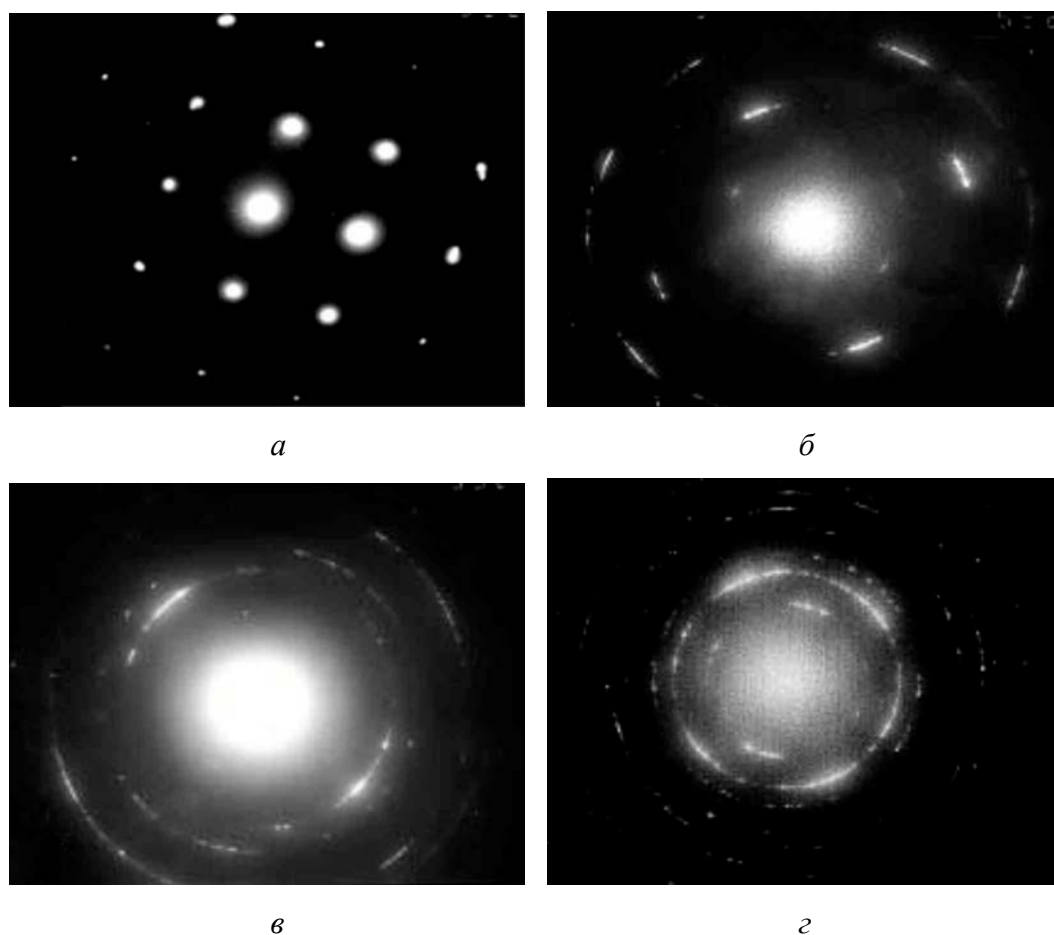


Рис. 4. Эволюция дифракционной картины при изменении степени накопленной деформации: *a* – исходный АД-31, закаленный; *б* – А-0; *в* – А-2; *г* – С-2

После гидроэкструзии состаренных образцов (С-0, рис. 3,П,*a*) возникает хорошо развитая субструктура. Цепочечная структура формируется уже при одном проходе (С-3, рис. 3,П,*б*), частицы β -фазы для образцов С-0, С-1, С-2 не наблюдаются. При увеличении накопленной деформации до $\Sigma e = 7.4$ (рис. 3,П,*г*) появляются одиночные частицы β -фазы.

Сопоставление структурных изменений после ИПД для гомогенизированных (серия А) и состаренных (серия С) образцов показывает, что в последних ускоряются процессы структурообразования (рис. 3 и 4,*в,г*).

Выводы

1. Использование ИПД при комнатной температуре для сплава АД-31 формирует неоднородную деформационную структуру, которая состоит из рекристаллизованных и нерекристаллизованных зерен и представляет собой картину незавершенной динамической рекристаллизации. Средний размер зерен уменьшается от 200–500 до 0.3–0.5 μm .

2. Установлено наследственное влияние структуры материала в исходном состоянии на изменение твердости и плотности сплава в зависимости от вели-

чини накопленої деформації. Показано, що для сплава в гомогенізованому стані при накопленої деформації $\Sigma e \geq 5.1$ значення твердості і щільності залишаються незмінними, тоді як для состарених сплавів з ростом ступеня деформації спостерігається падіння твердості і щільності.

3. За рахунок дроблення зерна і утворення субструктури в попередньо состарених зразках вдалося майже вдвічі (з 206 до 391 МПа) підвищити межу міцності порівняно з початковим состареним станом при зменшенні відносного витягання на 30%. Для гомогенізованих зразків межу міцності підвищилася втричі (з 116 до 350 МПа) порівняно з початковим гомогенізованим станом, при цьому відносне витягання зменшилося втричі (з 22 до 6.5%).

1. R.Z. Valiev, T.G. Langdon, Prog. Mater. Sci. **51**, 881 (2006).
2. O. Sitdikov, T. Sakai, E. Avtokratova, R. Kaibyshev, Y. Kimura, K. Tsuzaki, Mater. Sci. Eng. **A444**, 18 (2007).
3. А.А. Мазилкин, Б.Б. Страумал, С.Г. Протасова, О.А. Когтенкова, Р.З. Валиев, ФТТ **49**, 824 (2007).
4. Н.И. Носкова, Н.Ф. Вильданова, Р.В. Чурбаев, ФММ **99**, 46 (2005).
5. P. Szczygiel, H.J. Roven, and O. Reiso, Mater. Sci. Eng. **A410–411**, 261 (2005).
6. J. Gubicza, I. Schiller, N.Q. Chinh, J. Illy, Z. Horiba, T.G. Langdon, Mater. Sci. Eng. **A460–461**, 77 (2007).
7. V. Vidal, Z.R. Zhang, and B. Verlinder, J. Mater. Sci. **43**, 7418 (2008).
8. V. Spuskanyuk, O. Davydenko, A. Berezina, O. Gangalo, L. Sennikova, M. Tikhonovsky, D. Spiridonov, J. Mater. Proc. Technol. **210**, 1709 (2010).

А.Л. Березіна, Т.О. Монастирська, О.А. Давиденко, В.З. Спусканюк, О.М. Гангало, А.В. Котко

ВПЛИВ ТЕРМОМЕХАНІЧНОЇ ОБРОБКИ НА СТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ СПЛАВУ Al–Mg–Si

Досліджено можливість зміни структури й властивостей дешевого малолегованого сплаву АД-31, що деформується, за рахунок застосування різних схем інтенсивної пластичної деформації (ІПД) у поєднанні з різного типу термообробками. Показано, що використання ІПД при кімнатній температурі для сплаву АД-31 формує неоднорідну деформаційну структуру, яка являє собою картину незавершеної динамічної рекристалізації. Середній розмір зерен зменшується від 200–500 нм до 300–500 нм. ІПД, незалежно від вихідних станів сплаву, сприяє деформаційно-індукованому повному або частковому розчиненню надлишкових фаз, що супроводжується утворенням пересиченого твердого розчину в матриці. За рахунок подрібнення зерна й утворення субструктури в попередньо зістарених зразках вдається підвищити межу міцності порівняно з вихідним зістареним станом від 200 до 390 МПа при зменшенні відносного видовження на 30%.

Ключові слова: сплав АД-31, інтенсивна пластична деформація, пряма гідроекструзія, кутова гідроекструзія, накопичена деформація, динамічна рекристалізація

A.L. Berezina, T.O. Monastyrskaya, O.A. Davydenko, V.Z. Spuskanyuk, O.M. Gangalo, A.V. Kotko

EFFECT OF THERMOMECHANICAL TREATMENT ON STRUCTURE AND PROPERTIES OF THE Al–Mg–Si ALLOY

Now it is supposed that the mechanism of hardening of pure metals resulting from severe plastic deformation (SPD) is based on the refinement of grains and the non-equilibrium state of grain boundaries with a high level of local internal stresses near the boundaries. However, in some heterogeneous alloys, not only grain refinement during SPD, but also formation or dissolution of secondary dispersed phases also affects mechanical properties. The effect of additional hardening or softening is observed, depending on the structural state of these phases in a wide range of deformation. Such effects were found in aging aluminium alloys after three-dimensional SPD.

Formation of a SMC structure in relatively inexpensive industrial aluminum alloys due to the use of these technologies can transform low-strength alloys into medium-strength and high-strength ones. Aging aluminium alloys with SMC structures can be used for producing heavy-duty castings with high performance.

The possibility of modification of the structure and the properties of the wrought low-alloyed, low-cost Al–Mg–Si alloy of 6060 type by the use of SPD has been studied. The alloy has high plasticity, the ability for hot extrusion, and high corrosion resistance, which are excellent characteristics for various applications. Low strength of the alloy, however, is the main disadvantage. The search for additional methods of hardening of the alloy is of great interest. The primary task of this research was studying of the possibility of improving the mechanical properties of the alloy with using various modes of severe plastic deformation combined with different types of thermal treatment before and after SPD.

It was shown that the use of SPD at room temperature for Al–Mg–Si alloy formed a heterogeneous deformation structure which is characterized by incomplete dynamic recrystallization. The average grain size decreased from 200–500 μm to 300–500 nm. SPD provoked the deformation-induced complete or partial dissolution of excess phases, regardless of the initial state of the alloy. This process was accompanied by the formation of a supersaturated solid solution in the matrix. Grain refinement and substructure formation led to the increase in the ultimate tensile strength from 200 to 390 MPa in the pre-aged samples, their elongation being reduced by 30%.

Keywords: 6060 alloy, severe plastic deformation, direct hydroextrusion, equal-channel angular hydroextrusion, accumulated strain, dynamic recrystallization

Fig. 1. The structure of the 6060 alloy in the initial state A (*a*) and B (*b*) series

Fig. 2. Correlation of changes in the Vickers Hardness (\square) and density ρ (\blacksquare) of alloy specimens depending on the accumulated strain for A (*a*), B (*b*), C (*c*) series

Fig. 3. The effect of accumulated strain on the structure: of: I – the A series: A-0 (*a*), A-1 (*b*), A-2 (*c*), A-4 (*d*); II – the C series specimens: C-0 (*a*), C-1 (*b*), C-2 (*c*), C-4 (*d*)

Fig. 4. ED pattern evolution versus accumulated strain: *a* – the quenched alloy in the initial state; *b* – A-0; *c* – A-2; *d* – C-2