

Impact Factor:

ISRA (India) = 6.317
ISI (Dubai, UAE) = 1.582
GIF (Australia) = 0.564
JIF = 1.500

SIS (USA) = 0.912
ПИИИ (Russia) = 0.126
ESJI (KZ) = 9.035
SJIF (Morocco) = 7.184

ICV (Poland) = 6.630
PIF (India) = 1.940
IBI (India) = 4.260
OAJI (USA) = 0.350

SOI: [1.1/TAS](#) DOI: [10.15863/TAS](#)

International Scientific Journal Theoretical & Applied Science

p-ISSN: 2308-4944 (print) e-ISSN: 2409-0085 (online)

Year: 2021 Issue: 05 Volume: 97

Published: 19.05.2021 <http://T-Science.org>

QR – Issue



QR – Article



Nasriddin Mexriyevich Obitov

Navoi State Mining Institute

Senior Lecturer to Department of Technology Engineering,

Navoi, Uzbekistan

nobitov@bk.ru

INFLUENCE OF Al (Mn Fe) Si DISPERSOIDS WITH DIFFERENT SIZES AND NUMERICAL DENSITY ON THE MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF EXTRUDED ALLOYS OF THE AA6XXX Al-Mg-Si SERIES WITH DIFFERENT Mn CONTENT

Abstract: The effect of Al (MnFe) Si dispersoids with different sizes and numerical density on the evolution of the microstructure and mechanical properties of extruded AA6082 alloys with different Mn contents at ambient temperature and elevated temperature under T5 conditions has been investigated. Compared to the low density of coarse dispersoids formed by conventional homogenization, the density of fine dispersoids formed by new low temperature homogenization was more effective in increasing the material's resistance to plastic deformation during extrusion. Al.

Key words: Extrusion of Al-Mg-Si, AA6082 alloy, Microstructure of Al (MnFe) Si dispersoids, Mechanical properties, Solid solution, artificial and natural aging, Microstructure of alloys, alloyed, Dispersoids, extruded.

Language: Russian

Citation: Obitov, N. M. (2021). Influence of Al (Mn Fe) Si dispersoids with different sizes and numerical density on the microstructure and mechanical properties of extruded alloys of the AA6XXX Al-Mg-Si series with different Mn content. *ISJ Theoretical & Applied Science*, 05 (97), 239-247.

Soi: <http://s-o-i.org/1.1/TAS-05-97-48> **Doi:**  <https://dx.doi.org/10.15863/TAS.2021.05.97.48>

Scopus ASCC: 2200.

ВЛИЯНИЕ ДИСПЕРСОИДОВ Al(Mn Fe) Si С РАЗЛИЧНЫМИ РАЗМЕРАМИ И ЧИСЛОВОЙ ПЛОТНОСТЬЮ НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЭКСТРУДИРОВАННЫХ СПЛАВОВ СЕРИИ AA6xxx Al-Mg-Si С РАЗЛИЧНЫМ СОДЕРЖАНИЕМ Mn

Аннотация: Исследовано влияние дисперсоидов Al(MnFe)Si с различными размерами и числовой плотностью на эволюцию микроструктуры и механических свойств экструдированных сплавов AA6082 с различным содержанием Mn при температуре окружающей среды и повышенной температуре в условиях T5. По сравнению с низкой плотностью грубых дисперсоидов, образующихся при обычной гомогенизации, высокая плотность тонких дисперсоидов, образующихся при новой низкотемпературной гомогенизации, была более эффективной в повышении устойчивости материала к пластической деформации при экструзии, что приводило к растворению большего количества составляющих частиц Mg₂Si в матрице α - Al.

Ключевые слова: Экструзия сплава Al-Mg-Si, Микроструктура дисперсоидов Al(MnFe)Si, Механические свойства, Твердый раствор, искусственное и естественное старение, Микроструктура сплавов, легированные, Дисперсоиды, экструдированные.

Введение

Термическая обработка алюминиевых сплавов

Термическую обработку алюминиевых профилей применяют для модификации свойств алюминиевых сплавов, из которых они сделаны,

Impact Factor:

ISRA (India) = 6.317
ISI (Dubai, UAE) = 1.582
GIF (Australia) = 0.564
JIF = 1.500

SIS (USA) = 0.912
РИИЦ (Russia) = 0.126
ESJI (KZ) = 9.035
SJIF (Morocco) = 7.184

ICV (Poland) = 6.630
PIF (India) = 1.940
IBI (India) = 4.260
OAJI (USA) = 0.350

путем изменения их микроструктуры. Основными упрочняющими механизмами в алюминиевых сплавах являются упрочнение за счет легирования твердого раствора и упрочнение за счет

выделений вторичных фаз. Как правило, один из этих механизмов в сплаве является доминирующим.

Рисунок 1. Твердый раствор алюминиевых сплавов.



Твердый раствор получают нагревом алюминиевого сплава, при котором все имеющиеся в нем фазы растворяются с образованием одной гомогенной фазы — алюминия с растворенными в нем легирующими элементами. С повышением температуры растворимость элементов увеличивается, со снижением температуры — снижается. Механизм упрочнения заключается в том, что при достаточно быстром охлаждении алюминиевого сплава растворенные элементы остаются в атомной решетке алюминия и искажают, упруго деформируют ее. Эта искаженная атомная решетка затрудняет движение дислокаций и, следовательно, пластическую деформацию сплава и тем самым повышает его механическую прочность.

Старение алюминиевых сплавов.

Алюминиевые сплавы, которые упрочняются старением, содержат определенное количество растворимых легирующих элементов, например, некоторых комбинаций из меди, магния, кремния, марганца и цинка. При соответствующей термической обработке эти растворенные атомы соединяются в виде очень малых частиц, которые выделяются внутри зерен алюминиевого сплава. Этот процесс и называют старением, так он происходит «сам собой» при комнатной температуре. Для ускорения и достижения большей эффективности упрочнения алюминиевого сплава старение проводят при повышенной температуре, скажем, 200 °C.

Закалка алюминиевых профилей на прессе.

Закалка на прессе является весьма экономически выгодной технологией термической обработки алюминиевых профилей по сравнению с закалкой с отдельного нагрева. При закалке на прессе охлаждение алюминиевых профилей проводят от температуры, с которой они выходят из матрицы. Необходимое условие для закалки на прессе — интервал температур нагрева алюминиевого сплава под закалку должен совпадать с интервалом температур алюминиевых профилей на выходе из пресса. Это, в принципе, выполняется только для «мягких» и «полутвердых» алюминиевых сплавов — технического алюминия, алюминиевых сплавов серий 3xxx и 6xxx, Упрочняющей фазой для сплавов серии 6xxx является соединение Mg₂Si.

Закалка на прессе сплавов АД31, 6060, 6063 и АА6082.

Все алюминиевые сплавы серии 6xxx могут получать закалку непосредственно на прессе. Для фиксирования растворенных фаз в твердом растворе алюминия необходимо охлаждение алюминиевых профилей на выходе из пресса со скоростью не ниже некоторой критической скорости. Эта скорость зависит от химического состава алюминиевого сплава. Обычно усиленного охлаждения вентиляторами бывает достаточно для большинства алюминиевых профилей, однако иногда бывает необходимым и охлаждение их водой или смесью воздуха и воды. Успешная закалка алюминиевых сплавов серии 6xxx зависит от толщины профиля, а также от типа

Impact Factor:

ISRA (India) = 6.317
ISI (Dubai, UAE) = 1.582
GIF (Australia) = 0.564
JIF = 1.500

SIS (USA) = 0.912
РИИЦ (Russia) = 0.126
ESJI (KZ) = 9.035
SJIF (Morocco) = 7.184

ICV (Poland) = 6.630
PIF (India) = 1.940
IBI (India) = 4.260
OAJI (USA) = 0.350

сплава и его химического состава. В случае чрезмерно массивных алюминиевых профилей, например, из сплава АД33 (6061) и относительно медленной скорости прессования материал на выходе из матрицы может не достигать интервала температур, необходимого для закалки и часть частиц Mg_2Si останется не растворенной. Поэтому при последующем воздушном, или даже водяном, охлаждении профилей их полной закалки не получится. В таких случаях применяют отдельный нагрев под закалку в специальных печах – обычно вертикальных с последующим охлаждением в вертикальных баках с водой. После закалки алюминиевых профилей производят их растяжение на 1,5 – 3 % для правки и снятия остаточных напряжений.

Старение алюминиевых профилей: искусственное и естественное

Заключительной операцией термической обработки алюминиевых профилей является старение, естественное или искусственное. Естественное старение происходит само собой в течение некоторого времени, разного для различных алюминиевых сплавов – от нескольких недель до нескольких месяцев. Искусственное старение производят в специальных печах старения. Типичные режимы термической обработки для некоторых алюминиевых сплавов бxxx приведены в таблице 1.

Таблица 1. Типичные режимы термической обработки для некоторых сплавов серии бxxx.

Сплав		Температура нагрева под закалку, °C	Искусственное старение	
EN 573	ГОСТ 4784		Температура °C	Выдержка, ч
6005	---	530	175	8
6061	АД33	530	175	8
6063	АД31	530	175	8
6066	---	530	175	8
6262	---	540	175	12

Благодаря высокому соотношению прочности и веса, хорошей формовкости и отличной коррозионной стойкости сплавы Al-Mg-Si AA6082 широко используются в качестве конструкционных материалов в транспортной и строительной промышленности [1]. Сочетание (а) наноразмерных прекурсоров Mg_2Si , образующихся при искусственном старении, и (б) волокнистой зернистой структуры, полученной при горячей деформации за счет образования дисперсностей при гомогенизации, обеспечивает относительно высокую прочность сплавам AA6082 семейства Al-Mg-Si бxxx [2]. Сплавы AA6082 подходят для высоконапряженных применений с рабочими температурами, как правило, не превышающими 150 °C. Однако при более высоких температурах прочность AA6082 сплавов существенно уменьшается благодаря быстрому огрублению β''/β' - $MgSi$ выпадает в осадок [3].

В общепринятой промышленной практике гомогенизацию перед экструдированием проводят при относительно высокой температуре, обычно при 550 °C для сплавов AA6082, что приводит к образованию грубых дисперсоидов Al(FeMn)Si (диаметром ~200 нм) в матрице α - Al [4,5]. Попытки усиления дисперсионного упрочняющего эффекта в различных сплавах на основе Al были предметом многочисленных исследований, так как эти дисперсоиды (1) устойчивы к огрублению при температурах до 400 °C и (2) сравнительно дешевле наноразмерных

триалюминиды, легированные Sc, Zr или Er. Введение твердотельного осаждения мелкодисперсных и плотных дисперсоидов улучшает высокотемпературные механические свойства алюминиевых сплавов [6-7]. Дисперсоиды могут эффективно замедлять рекристаллизацию как при горячей деформации, так и при постдеформационном отжиге

Сплавы AA6082 преимущественно обрабатываются экструзионными операциями для изготовления алюминиевых конструкционных элементов. Пиковая температура во время экструзии обычно может достигать 550 °C, при которой происходит активное укрупнение дисперсоидов. Кроме того, неизвестно влияние содержания Mn и связанных с ним дисперсоидов на эволюцию микроструктуры при экструзии, а также на осаждение преципитатов β''/β' - $MgSi$ при обработке старением. Возможность включения тонких и плотных дисперсоидов в дополнение к осадкам β''/β' в матрицу α -Al сплавов AA6082 может повысить ее механическую реакцию на тепловое воздействие; это новый и экономически эффективный подход к повышению высокотемпературных механических свойств алюминиевых конструкций в процессе эксплуатации. Целью данного исследования было изучение влияния изменяющегося содержания Mn и связанных с ним дисперсоидов на микроструктурную эволюцию при экструзии и старении, а также на механические свойства

Impact Factor:

ISRA (India) = 6.317
ISI (Dubai, UAE) = 1.582
GIF (Australia) = 0.564
JIF = 1.500

SIS (USA) = 0.912
РИИЦ (Russia) = 0.126
ESJI (KZ) = 9.035
SJIF (Morocco) = 7.184

ICV (Poland) = 6.630
PIF (India) = 1.940
IBI (India) = 4.260
OAJI (USA) = 0.350

сплавов AA6082 при окружающей среде и повышенных температурах.

2. Экспериментальные процедуры.

2.1. Материалы и предварительная экструзионная термообработка.

Литые заготовки постоянного тока (диаметром 100 мм) из четырех вариантов сплавов типа AA6082 были предоставлены заводом

«БЕНКАМ» г.Наваи. Химические составы, проанализированные методом оптической эмиссионной спектроскопии, приведены в таблице 2. Среднее расстояние между вторичными дендритными плечами в центре и среднем радиусе всех литых заготовок было измерено равным ~17 μm , что свидетельствует о хорошей воспроизводимости температурного профиля при отливке постоянным током.

Таблица 2. Химический состав литого сплава AA 6082 (мас.%)

Сплавы	Mg	Si	Mn	Fe	Ti
0 Mn	0,83	1,01	000	0,22	0,016
0,5% Mn	0,84	1,01	0,50	0,23	0,016
0,7% Mn	0,84	1,02	0,72	0,23	0,015
1 % Mn	0,81	1,02	1,00	0,24	0,015

По результатам первоначальных испытаний литые заготовки подвергали термообработке при 400 ° C в течение 5 ч для индуцирования образования большого количества дисперсоидов Al(FeMn)Si в матрице α -Al. Четыре варианта

сплава подвергались термообработке при 400 ° C в течение 5 ч и далее именуется сплавами 0Mn, 0,5 Mn(L), 0,7 Mn(L) и 1Mn(L) соответственно (см. Таблицу 3).

Таблица 3. Термическая обработка различных сплавов перед экструзией.

Сплавы	Термически обработки.	Коды сплавов.
0 Mn 0,5% Mn 0,7% Mn 1 % Mn 0,5% Mn	400 C/час. 500 C/час.	0,5 Mn 0,5 Mn (L) 0,7 Mn (L) 1,0 Mn (L) 0,5 Mn (H)

Некоторые заготовки, содержащие 0,5% Mn, были также подвергают обычной промышленной гомогенизации при 550 ° C в течение 5 ч (далее именуемый сплавом 0,5 Mn(H)) для сравнения упрочняющего эффекта дисперсоидов с различными размерами и числовыми плотностями. Скорость нагрева для обеих термических обработок была установлена на уровне 100 °C/ч.

2.2. Экструзионная и постэкструзионная термообработка.

Термообработанные заготовки экструдировали последовательными стадиями предварительного нагрева, экструзии и закалки. Пули предварительно нагревали до 500 ° C с помощью индукционного нагрева в течение ~5 мин. и быстро переносили на пресс. Заготовки экструдировали со скоростью тарана 10 мм/с для получения круглых прутков диаметром 17,8 мм.

Температуру экструзионных стержней на выходе из пресса измеряли вручную с помощью термометры типа К. Чтобы сохранить микроструктуру при экструзии, стержни закаляли на водяной ванне. Образцы экструдированных стержней выдерживали при температуре 180 ° C в течение 5 ч для закалки T5. Кроме того, некоторые из обработанных T5 образцов были дополнительно подвергнуты воздействию при 300° C в течение 100 ч для определения прочности при повышенной температуре [5, 8].

2.3. Характеристика материала.

Микроструктура сплавов была охарактеризована с помощью оптической микроскопии (ОМ), сканирующей электронной микроскопии (СЭМ), оснащенной дифракцией обратного рассеяния электронов, и просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ). Шлифование и полирование образцов проводили по стандартной металлографической

Impact Factor:

ISRA (India) = 6.317
ISI (Dubai, UAE) = 1.582
GIF (Australia) = 0.564
JIF = 1.500

SIS (USA) = 0.912
РИИЦ (Russia) = 0.126
ESJI (KZ) = 9.035
SJIF (Morocco) = 7.184

ICV (Poland) = 6.630
PIF (India) = 1.940
IBI (India) = 4.260
OAJI (USA) = 0.350

методике. Заключительную стадию полировки обрабатывали 0,05 μm коллоидной суспензией кремнезема. Образцы литых заготовок для металлографических исследований были разрезаны по среднему радиусу. Для характеристики микроструктуры экструдированных стержней образцы секционировали таким образом, чтобы плоскость обзора поддерживалась параллельной направлению экструзии и проходила через центр стержня. Сканирование EBSD экструдированных сплавов, обладающих некристаллизованной и рекристаллизованной зернистой структурой, проводилось с шагом 0,5 и 5 μm соответственно. Запуски сканирование для каждого условия были уверены, что коэффициент индексации составляет не менее 85%. Тонкая фольга ТЕМ была подготовлена с использованием следующих этапов: (i) пробивка образца диаметром 3 мм, (ii) истончение дискообразного образца до $\sim 50 \mu\text{m}$ путем шлифования и полировки и (iii) электрохимическая полировка образца двухструйным электрополировщиком при 20 В постоянного тока с использованием раствора 67% метанола и 33% HNO_3 при $\sim 20-30^\circ\text{C}$. Наблюдения за осадками и дисперсоидами в матрице $\alpha\text{-Al}$ проводились с помощью просвечивающего электронного микроскопа (ПЭМ) вблизи оси зоны [001] состояния пучка g200 (работающего при 200 кВ). Объемную долю дисперсоидов $\text{Al}(\text{FeMn})\text{Si}$, f_d , оценивали по следующему уравнению [9]:

$$f_d = A_d \frac{\overline{KD}}{\overline{KD} + t} (1 - A_{DFZ}) \quad (1)$$

где D - эквивалентный диаметр дисперсоида, t - толщина фольги ПЭМ, A_d - процентная площадь дисперсоидов из изображений ПЭМ, A_{DFZ} - процентная площадь свободных зон дисперсоидов из изображений ОМ; K - средний коэффициент формы дисперсоидов, принимаемый в данном исследовании равным 0,45. Численная плотность дисперсоидов $\text{Al}(\text{Fe Mn})\text{Si}$ оценивается по ссылке [3]:

$$N_v = \frac{N}{A(\overline{D} + t)} \quad (2)$$

где N_v представляет собой количество дисперсоидов внутри изображения, а A - площадь изображения. Числовая плотность преципитатов β'' .

$$N_v = \frac{3N_t}{A(t+l)} \quad (3)$$

где: N_t - количество игл β'' , ориентированных вдоль направления луча; l - средняя длина игл β'' , t - толщина фольги ПЭМ. Для количественной оценки преципитатов и дисперсоидов было использовано по меньшей мере шесть ПЭМ-

микрофотографий, полученных из различных областей матрицы $\alpha\text{-Al}$. Были проведены испытания на микротвердость по Виккерсу при нагрузке 100 г и времени выдержки 20 с. Механические свойства T5 характеризовались проведением испытания на предел текучести при сжатии (YS) при комнатной температуре. Для исследования прочности сплавов AA6082 - T5 при повышенных температурах были проведены испытания на предел текучести при сжатии как при 20, так и при 300 $^\circ\text{C}$ на образцах после длительного термического воздействия (300 $^\circ\text{C}$ /100 ч). Все испытания на предел текучести при сжатии проводились с помощью термомеханического имитатора, на образцах длиной 15 мм и диаметром 10 мм. Скорость деформации во время испытания устанавливали на уровне 10-3 с $^{-1}$ для достижения общей деформации 0,2. Для испытаний при 300 $^\circ\text{C}$ образцы предварительно нагревали до температуры испытания со скоростью 2 $^\circ\text{C}/\text{с}$ и выдерживали в течение 3 мин перед нагрузкой сжатием. Для получения воспроизводимых результатов в испытаниях на растяжение и сжатие было испытано не менее трех образцов в каждом состоянии.

3. Результаты и обсуждение.

3.1. Образование дисперсоидов $\text{Al}(\text{Fe Mn})\text{Si}$ и их влияние на эволюцию микроструктуры при экструзии:

На рис. 1а показаны дисперсоиды $\text{Al}(\text{FeMn})\text{Si}$ в матрице $\alpha\text{-Al}$ сплава 0,5 Mn(H) перед экструзией, который подвергался промышленному процессу гомогенизации при 550 $^\circ\text{C}$ в течение 5 ч. Согласно литературным данным [9], дисперсоиды имеют в основном тромбоцитарную форму и имеют средний эквивалентный диаметр (D) 156 нм (табл. 4).

Напротив, микроструктуры сплавов 0,5Mn (L) и 1Mn (L) перед экструзией, которые были подвергнуты термообработке при 400 $^\circ\text{C}$ в течение 5 ч, характеризовались гораздо более мелкими ($D \sim 25$ нм) и более плотными диспергаторами $\text{Al}(\text{FeMn})\text{Si}$ (см. рис. 1b, с и таблицу 3). Дисперсоиды в этих сплавах представлены преимущественно пластинками (пунктирные стрелки) или кубоидами (сплошные стрелки). ПЭМ-изображение сплава 0,7Mn (L) здесь не показано, поскольку оно показывает характеристики дисперсоидов, аналогичные характеристикам сплавов 0,5Mn (L) и 1Mn (L). На изображениях ПЭМ на рис. 1d, e и f показаны дисперсоиды $\text{Al}(\text{FeMn})\text{Si}$ в сплавах 0,5Mn (H), 0,5Mn (L) и 1Mn (L) после экструзии, соответственно.

Impact Factor:

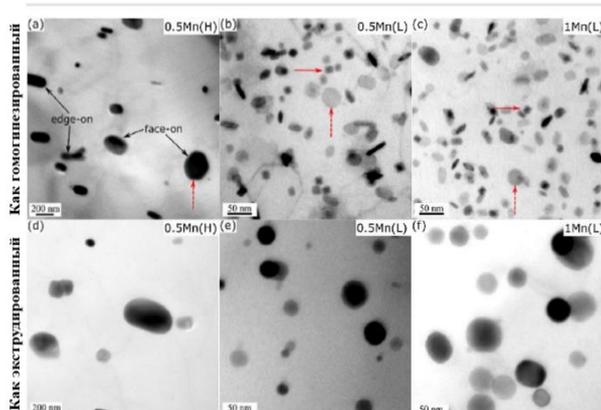
SISRA (India) = 6.317	SIS (USA) = 0.912	ICV (Poland) = 6.630
ISI (Dubai, UAE) = 1.582	ПИИЦ (Russia) = 0.126	PIF (India) = 1.940
GIF (Australia) = 0.564	ESJI (KZ) = 9.035	IBI (India) = 4.260
JIF = 1.500	SJIF (Morocco) = 7.184	OAJI (USA) = 0.350

Таблица 4. Количественные результаты ТЭМ дисперсоидов в экспериментальных сплавах.

Сплавы	Гомогенный состояние			Экструдированное состояние		
	D, nm	$N_v, \mu\text{m}^{-3}$	$f_d, \%$	D, nm	$N_v, \mu\text{m}^{-3}$	$f_d, \%$
0Mn	a	a	a	a	a	a
0.5 Mn(H)	156.8(±41)	4.3(±3)	0.66(±0.2)	187.5(±52)	3.7(±3)	0.70(±0.2)
0.5 Mn(L)	25.3(±2.6)	971.5(±112)	0.65(±0.1)	40.3(±2.5)	316.5(±46)	0.64(±0.1)
0.7 Mn(L)	25.1(±2.5)	1318.4(±96)	0.85(±0.1)	40.2(±2.3)	415.4(±36)	0.88(±0.1)
1 Mn (L)	25.2(±2.7)	1383.1(±121)	0.94(±0.1)	40.2(±2.5)	418.3(±34)	0.93(±0.1)

Дисперсоиды в сплаве 0,5Mn (H) остаются значительно крупными ($D \sim 187 \text{ nm}$) (см. Рис. 1d и таблицу 3). Числовая плотность N_v и объемная доля f_d дисперсоидов Al (FeMn) Si в сплаве 0,5Mn (H) оказались равными $\sim 4 \text{ мм}^{-3}$ и 0,70% соответственно. Хотя аналогичная объемная доля дисперсоидов Al (FeMn) Si обнаружена в сплаве 0,5Mn (L), их численная плотность остается намного выше, чем в сплаве 0,5Mn (H) ($\sim 317 \text{ мм}^{-3}$ против $\sim 4 \text{ мм}^{-3}$). N_v и f_d дисперсоидов были сравнительно выше в сплаве 0,7Mn (L), чем в сплаве 0,5Mn (L), однако N_v и f_d

сплава дисперсоиды в сплавах 0,7Mn (L) и 1Mn (L) были аналогичными, примерно 416 мм^{-3} и 0,90% соответственно (см. таблицу 3). Примечательно, что дисперсоиды укрупнялись во время экструзии, поскольку их средний эквивалентный диаметр увеличивался от $\sim 25 \text{ nm}$ до экструзии (см. Рис. 1b и c) до $\sim 40 \text{ nm}$ после экструзии (см. Рис. 1e и f, а также таблицу 3), дисперсоиды Al (FeMn) Si становятся весьма чувствительными к укрупнению при температурах выше $450 \text{ }^\circ\text{C}$.



На рис. 1. Светлое поле ПЭМ -изображения, показывающие Si дисперсоиды если смотреть вдоль [001] Al зоне оси B (A, D) 0,5 мм(ч), (б, е) 0,5 мм(L) и (С, Ф) 1 млн(л) сплавов до (А, Б, В) и после (D, E, F) прессования. Сплошные и пунктирные стрелки указывают на кубовидные и тромбоцитарные дисперсоиды соответственно. Дисперсоиды, расположенные ребрами и широкими поверхностями (почти) перпендикулярно направлению обзора, обозначаются соответственно ребром и лицевой стороной. Обратите внимание, что микрофотографии из сплава 0,5 Mn(H) представляют собой гораздо большую площадь матрицы α -Al по сравнению с микрофотографиями из сплавов 0,5 Mn(L) и 1 Mn(L).

Хотя время выдержки дисперсоидов при высокой температуре, выше $500 \text{ }^\circ\text{C}$, во время экструзии было весьма ограничено из-за индукционного нагрева и относительно высокой скорости поршня (10 мм/с), дисперсоиды все еще испытывали умеренное укрупнение (Таблица 3). Действительно, диффузия растворенного

вещества происходит намного быстрее во время высокотемпературной экструзии из-за пластической деформации материала, которая ускоряет укрупнение дисперсоидов Al (FeMn) Si из-за высокой плотности дислокаций. Кроме того, во время экструзии дисперсоиды претерпели морфологические изменения.

Impact Factor:

ISRA (India) = 6.317
ISI (Dubai, UAE) = 1.582
GIF (Australia) = 0.564
JIF = 1.500

SIS (USA) = 0.912
РИИЦ (Russia) = 0.126
ESJI (KZ) = 9.035
SJIF (Morocco) = 7.184

ICV (Poland) = 6.630
PIF (India) = 1.940
IBI (India) = 4.260
OAJI (USA) = 0.350

Дисперсоиды пластинчатой и кубовидной формы, наблюдаемые в условиях гомогенизации (рис. 1a, b и c), стали более округлыми после экструзии, что сделало дисперсоиды более овальными или, в меньшей степени, сферическими по форме (рис. 1d). , д и е). Механизмы, лежащие в основе этих морфологических изменений, станут предметом будущих исследований.

На рис. 2 показаны карты обратной полярности (ОП) в центре экструдированных стержней в плоскости, параллельной направлению экструзии. В сплаве 0Mn зерна кажутся равноосными, и большинство из них не имеют субструктуры; эквивалентный диаметр зерен ~ 220 нм (рис. 2a).

Это указывает на то, что при экструзии основного сплава произошла полная рекристаллизация [10]. Напротив, зерна во всех

сплавах, содержащих Mn, являются волокнистыми и выровнены по направлению экструзии (рис. 2b, c и d). Это означает, что дисперсоиды из-за их пиннинга Зенера эффективно замедляют или ингибируют рекристаллизацию во время экструзии во всех Mn-содержащих сплавах [11].

Сплав 0.5Mn (H) содержал небольшую часть рекристаллизованных зерен (рис. 2б). Однако наличие границ субзерен (угол разориентации от 2° до 15°) в удлиненных зернах предполагает, что динамическое восстановление в основном происходило во время экструзии сплава 0,5Mn (H) [12]. С другой стороны, зеренная структура сплавов с мелкими и плотными дисперсоидами (0,5Mn (L), 0,7Mn (L) и 1Mn (L)) была восстановлена лишь частично и содержала в основном волокнистые и неперекристаллизованные зерна.

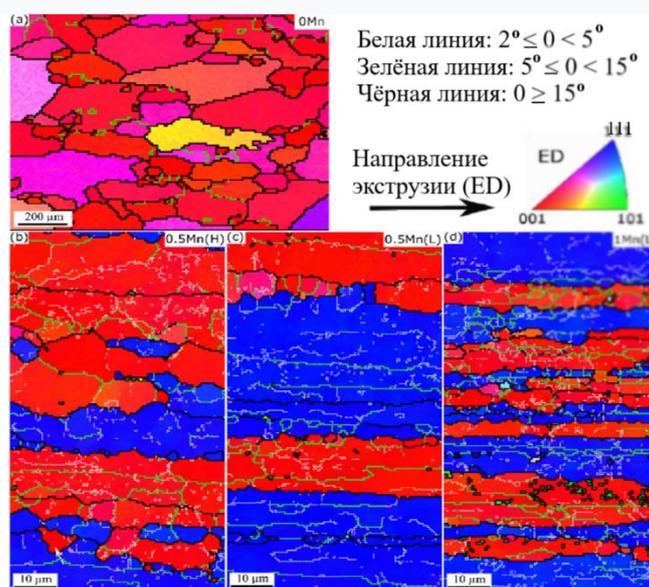


Рис. 2. Карты ОПР (обратный полюсный рисунок), на которых показаны структуры зерен после экструдирования в центре экструдированных стержней из (a) 0Mn, (b) 0,5Mn (H), (c) 0,5Mn (L) и (г) сплавы 1Mn (L) в плоскости, параллельной направлению экструзии (ED). Пунктирными стрелками на рис. 2б показаны рекристаллизованные зерна. Обратите внимание, что карты показывают кристаллографическую ориентацию зерен вдоль ED, а карта из сплава 0Mn представляет гораздо большую площадь по сравнению с таковыми из сплавов 0,5Mn (H), 0,5Mn (L) и 1Mn (L).

Что касается ориентации зерен, то карты ОПР показывают, что большинство зерен в сплаве 0Mn демонстрируют компонент текстуры $\langle 001 \rangle$ Al || ED (рис. 2a), которая является типичной текстурой рекристаллизации, наблюдаемой в осесимметрично деформированных материалах ОДМ [13]. В сплавах с марганцем, имеющих неперекристаллизованную структуру зерен, зерна ориентированы вдоль оси экструзии в Направление $\langle 111 \rangle$ или $\langle 001 \rangle$ (рис. 2b, c и d). Это подтверждает, что осесимметричная деформация, которая произошла во время экструзии, привела к

развитию двухволоконной текстуры, состоящей из волокон $\langle 111 \rangle$ и $\langle 001 \rangle$ [10,14].

Чтобы выявить влияние мелких и плотных дисперсоидов на текстуру и зернистую структуру, были получены карты IPF поперечных сечений экструдированных стержней (рис. 3); измеренные доли площади текстур волокна $\langle 111 \rangle$ и $\langle 001 \rangle$, а также средний эквивалентный диаметр зерен в поперечном сечении представлены в таблице 4. Соотношение между текстурами волокна $\langle 111 \rangle$ и $\langle 001 \rangle$ равно единице в сплава 0,5Mn (H), тогда как текстура волокна $\langle 111 \rangle$ более улучшена, чем

Impact Factor:

ISRA (India) = 6.317
 ISI (Dubai, UAE) = 1.582
 GIF (Australia) = 0.564
 JIF = 1.500

SIS (USA) = 0.912
 ПИИЦ (Russia) = 0.126
 ESJI (KZ) = 9.035
 SJIF (Morocco) = 7.184

ICV (Poland) = 6.630
 PIF (India) = 1.940
 IBI (India) = 4.260
 OAJI (USA) = 0.350

текстура волокна <001> в 0,5Mn (L) и 1Mn (L), составляющие примерно 70–72% зерен (Таблица 4).

Кроме того, средний эквивалентный диаметр зерен в сплавах 0,5Mn (L) и 1 (Mn (L) заметно уменьшен по сравнению с тем, который наблюдается в сплаве 0,5Mn (H) (Таблица 4). Различия в текстуре и структуре зерен наблюдаемые в сплавах 0,5Mn (L) и 1 (Mn (L) по сравнению со сплавом 0,5Mn (H), вероятно, связаны с повышенным сопротивлением материала пластической деформации во время экструзии из-за присутствия в нем более мелких и более плотных дисперсоидов). первые сплавы [10].

Для получения наилучших механических свойств важно растворить большую часть частиц

Mg₂Si в алюминиевой матрице во время экструзии для последующего старения T5 [29]. Микроструктуры сплавов после экструдирования, показанные на рис. 4, показывают присутствие небольшого количества нерастворенных частиц Mg₂Si во всех сплавах, подтверждая эффективность термомеханического процесса во время экструзии в растворении большинства частиц Mg₂Si в α-Al матрица.

Долю площади нерастворенных частиц Mg₂Si измеряли для всех сплавов и результаты приведены в таблице 5. Больше нерастворенных частиц Mg₂Si было обнаружено в сплавах 0Mn и 0,5Mn (H) (~ 0,28%) по сравнению со сплавами 0,5Mn (L), 0,7Mn (L) и 1Mn (L) (~ 0,18%), что также подтверждается более низкой электропроводностью сплавов 0Mn и 0,5Mn (H)

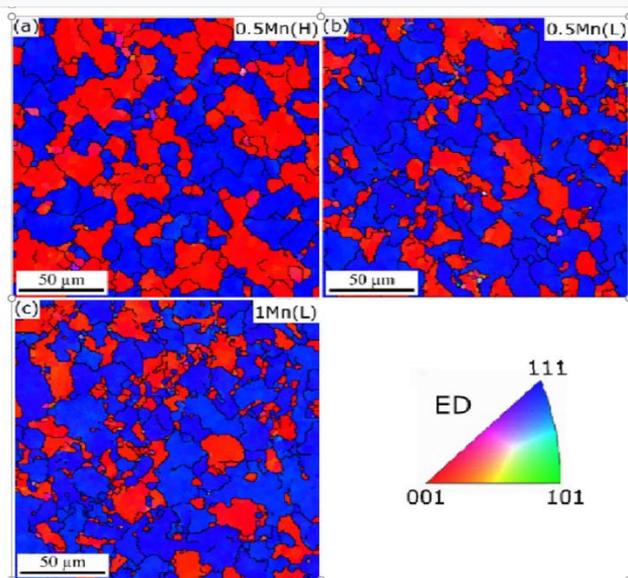


Рис. 3. ОПР (обратный полюсный рисунок), на которых показаны структуры зерен после экструдирования в центре экструдированных стержней из (а) 0,5Mn (H), (b) 0,5Mn (L) и (c) 1Mn (L).) сплавы. Обратите внимание, что изображения снимаются с плоскостей, перпендикулярных направлению экструзии.

Таблица 4. Доля площади волокон <111> и <001> и средний эквивалентный диаметр зерен, полученные из карт EBSD на рис. 3.

Сплавы	Доля площади волокон <111>, %	Доля площади волокон <001> ,	Среднее экв. диаметр зерен, мм
0.5Mn(H)	50	50	10.9
0.5Mn(L)	72	28	8.5
1Mn(L)	70	30	7.3

Анализ параметров процесса экструзии, таких как температура на выходе стержней и максимальное приложенное давление, показывает, что максимальные давления, достигаемые в сплавах с мелкими дисперсоидами, разумно выше, чем у сплавов 0Mn и 0,5Mn (H) с или без грубых дисперсоидов. Это подтверждает, что мелкие и плотные дисперсоиды увеличивают устойчивость материала к пластической

деформации, которая, в свою очередь, вызывает повышение температуры во время экструзии.

Комбинация более высокой степени пластической деформации и большего повышения температуры, вызванного мелкими и плотными дисперсоидами, вызвали растворение относительно большего количества составляющих частиц Mg₂Si в матрице.

Impact Factor:	ISRA (India) = 6.317	SIS (USA) = 0.912	ICV (Poland) = 6.630
	ISI (Dubai, UAE) = 1.582	PIHII (Russia) = 0.126	PIF (India) = 1.940
	GIF (Australia) = 0.564	ESJI (KZ) = 9.035	IBI (India) = 4.260
	JIF = 1.500	SJIF (Morocco) = 7.184	OAJI (USA) = 0.350

References:

- Kumar, S., Grant, P.S., & O'Reilly, K.A.Q. (2016). Evolution of Fe-Intermetallics in DC Casting and Homogenization of Al-Mg-Si Al Alloy, *Metall. Mater. Per. A* 47A (2016), 3000-3014.
- Hu, R., Ogura, T., Tezuka, H., Sato, T., & Liu, K. (2010). Dispersoid Formation and Recrystallization Behavior in Al-Mg-Si-Mn Alloys, *J. Mater. Sci. Technol.* 26 (2010), 237-243.
- Qian, F., Jin, S.B., Sha, G., & Lee, J.J. (2018). Enhanced Precipitation and Precipitation Hardening of Aluminum Alloy by Microalloying with Cd, *Acta Mater.* 157 (2018), 114-125.
- Du, K., Poole, W. J., & Wells, M. A. (2013). N. K. Evolution of Microstructure during Homogenization of Al-Mn-Fe-Si Alloys: Simulation and Experimental Results, *Acta Mater.* 61 (2013), 4961-4973.
- Jin, L., Liu, K., & Chen, X.G. (2020). Evolution of Dispersoids and Their Effect on Strength at Elevated Temperatures and Creep Resistance in Cast Al-Si-Cu 319 Alloys with Mn and Mo Additives, *Mater. Sci. Eng., A* 770 (2020), 138554.
- Liu, K., & Chen, X.G. (2015). Development of AlMnMg 3004 alloy for use in elevated temperature due to dispersoid hardening *Mater. Des.* 84 (2015), 340-350.
- Rakhmonov, J., Liu, K., Pan, L., Breton, F., & Chen, X.G. (2020). Improved Mechanical Properties of Heat Resistant Cast Al-Cu Alloy by Microalloying Mg, *J. Alloys Compd.* 827 (2020), 154305.
- Li, K., Liu, K., & Chen, X.G. (2020). Increased Strength at Elevated Temperatures and Resistance to Recrystallization Due to Mn-Containing Dispersoid Hardening in Al-Mg-Si 6082 Alloys, *J. Mater. Sci. Technol.* 39 (2020), 135-143.
- Lee, Y.J., & Arnberg, L. (2003). Quantitative Investigation of Dispersoid Release Behavior in DC Cast AA3003 Alloy During Heating and Homogenization, *Acta Mater.* 51 (2003), 3415-3428.
- Chen, J., Poole, W.J., & Parson, N.S. (2018). Effect of Texture Change in Thickness on Anisotropic Mechanical Response of Extruded Al-Mn-Fe-Si Alloy, *Mater. Sci. Eng., A* 730 (2018), 24-35.
- Huang, K., Zhang, K., Martinsen, K., & Loge, R. E. (2017). Grain structure and texture control in Al-Mn as a result of the competition between precipitation and recrystallization, *Acta Mater.* 141 (2017), 360-373.
- Mahmoodkhani, Y., Wells, M.A., Poole, W.J., Grajales, L., & Parson, N. (2015). Grain structure development during axisymmetric extrusion of aluminum alloys AA3003, *Metals. Mater. Per. A* 46A (2015), 5920-5932.
- Kim, S.Yu., Choi, C.H., & Lee, D.N. (2002). Textures of Deformation and Annealing of Elongated Aluminum Bronze Wire, *Mater. Sci. Forum* 408-412 (2002), 913-918.
- Kaneko, S., Murakami, K., & Sakai, T. (2009). Influence of Extrusion Conditions on the Microstructure Evolution of Al-Mg-Si-Cu Extruded Alloy Rods, *Mater. Sci. Eng., A* 500 (2009), 8-15.