

С.А. Машеков<sup>1</sup>, М.Р. Мауленова<sup>1</sup>, А.С. Машекова<sup>2</sup>,  
Э.А. Тусупкалиева<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Қ.И.Сәтбаев атындағы Қазақ ұлттық техникалық зерттеу университеті,  
Алматы қ., Қазақстан

<sup>2</sup>Назарбаев Университеті, Астана қ., Қазақстан

## **БҰРАНДАЛЫ ПІШІНБІЛІК ПЕН БОЙЛЫҚ СЫНАЛЫ ОРНАҚТА ФОЛЬГАҒА АРНАЛҒАН ДАЙЫНДАМАНЫ ЖАЙМАЛАҒАНДА ҚҰРЫЛЫМНЫҢ ҚАЛЫПТАСУ ЭВОЛЮЦИЯСЫН ЗЕРТТЕУ**

---

---

**Түйіндеме.** Мақалада 2017 алюминий қорытпасына бұрандалы пішінбілікте қаңылтырларды жаймалауда өтім санының, сондай-ақ бойлық-сыналы орнақта жаймалауда бір рет қысу микроқұрылым параметрлеріне әсерін зерттеу қорытындылары келтірілген. Бұрандалы пішінбілікте жолақтарды әр түрлі өтіммен жаймалауда, сондай-ақ 400°C және 450°C деформациялау температурасында бойлық-сыналы орнақта жаймалағаннан кейінгі ультра-ұсақ түйіршікті құрылым өлшемдеріне салыстырмалы бағалау жасалған. Түйіршікті және ақаулы құрылым сипаттамалық параметрлері көрсетілген. 2017 қорытпасының ішкі құрылым эволюциясының жалпы тенденциясы белгіленген. ББ жаймалау процесінде қорытпалық құрылымның параметрлерінің өзгеру сипаты үздіксіз динамикалық рекристаллизация механизміне сәйкес, жаңа нанометрлік өлшемдегі түйіршіктердің қалыптасуын көрсетеді. 2017 алюминий қорытпасынан дайындалған қаңылтыр материалының біркелкі өлшемдері 240 нм шамасында ультра-ұсақ түйіршікті құрылымды қалыптастыруды қамтамасыз етеді. Бұл қорытпаның беріктігі мен илемділік қасиеттерінің жоғарылауына алып келеді.

**Түйінді сөздер:** алюминий қорытпасы 2017, жаймалау, бұрандалы біліктер, қарқынды пластикалық деформация, бойлық-сыналы орнақ, электронды микроскопия.

• • •

**Аннотация.** Приведены результаты исследований влияния количества проходов при прокатке полос в винтообразных валках, а также единичном обжатии при прокатке полос на продольно-клиновом стане на параметры микроструктуры алюминиевого сплава 2017. Проведена сравнительная оценка размеров зерен ультрамелкозернистой структуры после прокатки полос в вин-

тообразных валках с различными проходами, а также после прокатки в продольно-клиновом стане при температурах деформирования 400°C и 450°C. Представлены характерные параметры зеренной и дефектной структуры. Установлена общая тенденция в эволюции тонкой структуры сплава 2017. Характер изменения параметров структуры сплава в процессе прокатки в винтообразных свидетельствует в пользу того, что формирование новых зерен нанометрического размера осуществляется в соответствии с механизмом непрерывной динамической рекристаллизации. Показано, что в листовом материале из алюминиевого сплава 2017 обеспечивается формирование однородной ультрамелкозернистой структуры с размером зерна около 240 нм, что приводит к повышению прочностных и пластических свойств сплава.

**Ключевые слова:** алюминиевый сплав 2017, прокатка, винтообразные валки, интенсивная пластическая деформация, продольно-клиновый стан, электронная микроскопия.

• • •

**Abstract.** The article presents the results of studies of the influence of the number of passes during the rolling of strips in helical-shaped rolls, as well as single compression when rolling strips on a longitudinal-wedge mill on the parameters of the aluminum alloy 2017 microstructure. A comparative estimation of grain sizes of ultrafine-grained structures after rolling strips in helical-shaped rolls with various passes, and also after rolling in a longitudinal-wedge mill at deformation temperatures of 400 and 450°C is carried out. The characteristic parameters of the structure of grains and defects are given. The general tendency of evolution of the fine structure of alloy 2017 is established. The nature of the change in the structure of the alloy during rolling parameters in a spiral indicates that the formation of new nanometer grains in accordance with the continuous dynamic recrystallization mechanism. It is shown that a sheet material made of an aluminum alloy 2017 ensures the formation of a uniform ultrafine-grained structure with a grain size of about 240 nm, which leads to an increase in the strength and plastic properties of the alloy.

**Keywords:** aluminum alloy 2017, rolling, screw-like shafts, intensive plastic deformation, longitudinal-wedge mill, electron microscopy.

**Қысқашы.** Соңғы уақытта ультра-ұсақтүйіршікті (УҰТ) және нанокристалдық (НК) құрылымы бар материалдарды алу соңғы өнімнің қасиеттерін жақсартудың жаңа және болашағы зор тәсілдерінің бірі болып табылады, мысалы фольганың [1]. Мәселен, дәстүрлі ірі түйіршікті материалдармен салыстырғанда, олар беріктігімен қатар жоғары пластикалық қасиетін де сақтай алады. УҰТ немесе НК материалдарын жасау әдістерінің арасында теңқаналды бұрыштық

басу және жоғары қысымда бұрау сияқты қарқынды пластикалық деформацияның (ҚПД) әдістері ерекшеленеді. Ыстықтай (жылы) ҚПД кеңінен таралған схемалары: өндірісте алюминий мен титан қорытпаларынан құймалар дайындауда қолданылатын жан-жақты изотермиялық соққылау және болат құймаларын деформациялауда қолданылатын жылжыта отырып жаймалау болып саналады.

Материалды деформациялық өңдеудің (илемдеу, экструзия) кеңінен қолданылатын технологиясымен салыстырғанда, ҚПД әдістері арқылы әдеттегі термомеханикалық өңдеу арқылы дайындауға болмайтын дененің үлкен бұрыштық шекаралары мен төменгі орналасу тығыздығымен наноөлшемді ұсақ, біртекті, изотропты, теңосьті түйіршікті құрылым алуға мүмкіндік береді. Жоғарыда айтылғандардың негізінде, қазіргі уақытта ҚПД әдістерін жетілдіру ғылыми-зерттеу санатынан тәжірибелік-өнеркәсіптік категориясына өткенін аңғаруға болады. Осыған байланысты, ең алдымен, металдық материалдарда, бірінші кезекте алюминий қорытпаларында УҰТ-ті немесе наноқұрылымды қалыптасуына арналған өнеркәсіптік технологияларды құру өзекті болып табылады.

Дегенмен, ҚПД-ның белгілі әдістері арқылы табақтық материалдарда НҚ немесе УҰТ құрылым алу өте қиын. Сондықтан, қаңылтыр жаймалауда НҚ немесе УҰТ құрылымдарын өндіруге арналған көптеген жобалар ұсынылған [2]. Дегенмен, көптеген біліктер өндірістің күрделілігіне байланысты немесе оларды жаймалау орнақтарына орнату қиындықтарына байланысты өндірісте кеңінен қолданылмайды. Бұл жұмыстың мақсаты – 2XXX алюминий қорытпаларынан бұрандалы пішінбіліктер (ББ) және бойлық-сыналы орнақта (БСО) ҚПД-да фольгаға арналған дайындамалардың құрылымын қалыптастыру эволюциясын зерттеу. Осы жүйелерді таңдау, бірінші кезекте олар көптеген өнеркәсіптік қорытпалардың, соның ішінде фольгаға арналған қорытпалардың негізі болып табылады.

**Жабдықтар, материалдар және зерттеу әдістері.** Жұмыста бұрандалы жұмысшы беттерінен тұратын біліктері бар құрал әзірленді [3]. Бұл құрал бастапқы дайындаманың геометриялық өлшемдерін өзгертпейді, ҚПД-ны іске асырады және металдар мен қорытпалардан наноқұрылымды дайындама алу мүмкіндігін береді. Айта кету керек, қарама-қарсы орналасқан бұрандалы ойықтар мен дөңестер жоғарғы және төменгі біліктерде сол және оң бұрамалы сызықтар бойымен ор-

наласқан. Біз сондай-ақ жұқа беттер жаймалауға арналған бесқапасты БСО өзiрлeдiк [4]. Болат пен құймалардан жұқа табақшалар жаймалауға арналған БСО электроқозғалтқыштардан, рeдукторлардан, әмбебап шпиндельдер мұфталар, жұмысшы және тiреушi бiлiктерi бар қапастардан тұрады. Осыған сәйкес алғашқы үш қапаста екі, соңғы екі қапаста төрт тiреушi бiлiктер орналасқан. Жұмысшы бiлiктердi айналдыру подшипниктi қапастар арқылы бес мотор-редуктормен iске асырылады. Оның бұрыштық жылдамдығы  $\omega = u \cdot R$  (мұндағы  $u$  – орнақтың әр қапасының жаймалау жылдамдығы;  $R$  – әр қапастың жаймалау бағытына қарай кiшiрейiп отыратын бiлiктер диаметрi).

2017 алюминий қорытпасынан жолақтар жаймалау технологиясын зертханалық жағдайда сынап көрдiк. Сынау барысында 2017 алюминий қорытпасынан жасалған қалыңдығы 8 мм алғашқы дайындаманы 400°C та қыздырып 30 мин ұстадық және әр дайындаманы бұрандалы пiшiнбiлiкте 4 реттен 7,9 мм қалыңдыққа дейiн өткiздiк. Одан әрi алынған дайындамаларды тағы да 400°C қыздырып, бұрандалы пiшiнбiлiкте 4 рет өткiзiп, қалыңдығы 7,7 мм дейiн жеткiздiк. Содан кейiн дайындамаларды тағы да 400°C қа қыздырып бұрандалы пiшiнбiлiкте 4 рет 7 мм қалыңдыққа дейiн жаймаладық. Соңынан БСО та 400 °C температурады қалыңдығын 1,5 мм дейiн тегiс бiлiктерде жаймаладық. Суықтай жаймалау ДУО 155 жаймалау орнағында 0,1 мм қалыңдығына жүргiзiлдi, соңғы өтiмдер жылтыратылған бiлiктерде екі қабаттап жүргiзiлдi.

Құйма микроқұрылымына сапалық және сандық талдау NEOPHOT 32 (Karl Zeiss, Jena (Германия) металлографиялық микроскопында жүргiзiлдi. Үлгiлердiң зерттелген бетi 14/7 - 1/0 мкм абразивтi дисперсиясы бар алмас пасталарында механикалық тегiстеуге және жылтыратуға ұшырады. Оптикалық контрастты жасау үшiн, үлгiлер химиялық Келлер реагентiнде уландырылды, %: 1 HF, 1,5 HCl, 2,5 HNO<sub>3</sub>, 95 H<sub>2</sub>O. Бiрiншi фазалық бөлшектердiң көлемдiк үлесi жаймалау жазықтықтағы секцияда (S) олардың әрқайсысында кем дегенде 800 бөлшектердiң оптикалық монохромды бейнелерiн автоматты түрде талдау арқылы анықталды. Металлографиялық талдау 25 кВ жедел кернеумен JEOL электронды-зондтық микроанализаторға орнатылған JNCAENERGY (Англия ) энергетикалық дисперстi спектрометрiн пайдаланды. JEOL құрылғысының үлкейту диапазоны 40-тан 40 мыңға дейiн.

Электронды микроскопиялық зерттеулер сәуле шашыратқыш (JEOL-2000EX) және сканерлеуші (TESCAN MIRA 3 LMH) электронды микроскоптар бойынша жүргізілді.

ӨЭМ зерттеулеріне арналған нысандар Тенірол-3 құрылғысында бүрікпелі жалтырату әдісімен спиртті ( $\text{CH}_3\text{OH}$ ) - 20% азот қышқылы ( $\text{HNO}_3$ ) ерітіндісінде және 20 В кернеумен  $28^\circ\text{C}$  температурада жүргізілді. Электронды-микроскопиялық зерттеулердің «жарықта» жоғары ауытқушылығы болғандықтан, статистикалық тұрғыдан сенімді нәтижелер алу үшін әр қорытпаның әрқайсысына кемінде 5 фольга зерттелді. Түйіршіктер өлшемі (ұяшықтар және (суб)түйіршіктер) ӨЭМ микроқұрылым бейнелердегі кездейсоқ қиылысқан сызықтарды сынау әдісімен ұсыныстарға [5] және МЕСТ 21.073.3-75 сәйкес анықталды. Орташа өлшемі ( $D_3(C3)$ ) түйіршіктер мен субтүйіршіктер  $D_{3(C3)} = l/m$  формуласымен анықталды. Мұнда,  $l$  - сызық ұзындығы, мкм,  $m$  – сызықтың түйіршік және субтүйіршік шекарасындағы қиылысу нүктелерінің саны.

Мәндердің абсолюттік статистикалық қателігі  $\varepsilon = t \cdot \sigma(\bar{a})$ , ретінде анықталды, мұнда  $\sigma(\bar{a})$  - арифметикалық таңдаулардың орта квадратты ауытқуы;  $t$  - сенім ықтималдығы  $P$  байланысты қалыпты ауытқу.

$$\sigma(\bar{a}) = K \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^n \bar{a}_i^2}{n} - a_0^2}, \quad (1)$$

мұнда  $n$  - үлгілердің саны;  $\bar{a}_i$  - әрбір үлгідегі орташа арифметикалық мәндер;  $a_0$  - барлық үлгідегі арифметикалық орта;  $K$  - үлгі өлшеміне байланысты түзету коэффициенті.

Талдаған құрылымдық құрамдастардың саны кемінде 500 болды, бұл өлшеу қателігі 0,9 сенімділік ықтималдылығымен 5%-дан аспайтын болды.

Артық фазалық бөлшектердің химиялық құрамы TЕСCAN MIRA 3 сканерлеуші электрондық микроскопында энергия дисперсті әдісі арқылы анықталды.

Шекараны бағдарлау спектрі, бағдарлаудың орта бұрышының ( $\Theta_{\text{cp}}$ ) жоғары бұрыштық шекарасы үлесін, пішіні және түйіршік мөлшерін ( $D_3$ ) және субтүйіршік ( $D_{C3}$ ) рекристалданған түйіршіктердің көлемді үлесін ( $V_3$ ) және т.б. EBSD карта бойынша TЕСCAN MIRA 3 LMH микроскопын қолданып OXFORD HKL тіркеу жүйесін және

CHANNEL5 бағдарламалық пакетін қолданып анықтадық. Зерттелетін аймақтың өлшемі (растр) 0,5 мкм және 70 нм сканерлеу қадамдары 200×150 нүкте болды. Деректерді өңдеу және бұрмалану карталарын құрастыру ұсыныстарды [6-8] және зерттелетін нысанның құрылымдық ерекшеліктерін ескере отырып жүргізілді. Индекстелмеген нүктелер саны 3-4 Кикучи-сызықтарымен талдау кезінде 20%-дан аспады. Айта кету керек, әдебиеттерге сәйкес (мысалы, [6]) мұндай талдау кезінде Кикучи сызықтарының саны кемінде 4-5 болуы керек. Біздің жағдайда нүктелердің 90%-ы 4 сызықпен индекстелді және оларды мәжбүрлеп 5-ке дейін ұлғайту арқылы индекстелмеген нүктелер саны күрт өсті және 50%-дан асты. Оған қатты деформацияланған қорытпадағы бағдарлау нүктелерін тіркеудің қиындығы себеп.

Деректерді өңдеу кезінде стандартты бағдарламасының «Tango» сүзгісі пайдаланылды. Бұл жағдайда индекстелмеген нүктелер біртіндеп көршілес нүктелерге қосылып саны 8-ден 3-ге дейін азайды. Соңғы кезеңде «жалғыз» нүктелер - барлық тараптарда тамаша бағдармен нүктелермен қоршалған түйіршіктер жойылды. Шағын бұрыштыға (ШБ) бағытталу бұрышы 2°-ден көп емес, үлкен бұрыштыға (ҮБ) 15°-көп емес бұрыштар жатқызылады. Түйіршіктер өлшемі «Танго» бағдарламасында балама диаметрді анықтау арқылы қайта жаңартылған EBSD карталарына түйіршік ауданын автоматты түрде есептеу әдісімен анықталды. Субтүйіршік өлшемі сол бағдарламада қиылысу әдісімен жаймалау көлденең және бойлық қимасы бойынша анықталған. Түйіршіктер мен субтүйіршіктер саны есептеу кезінде 500-ден кем болмады, бұл сенімділік ықтималдылығымен 0,9-ға, өлшеу қателігін 5%, асырмай қамтамасыз етті.

Рентгенқұрылымдық талдау (РҚТ) жаймаланған қаңылтырдан өлшемдері 5x5 мм және қалыңдығы 2-ден 0,2 мм үлгілер кесіліп алынды. Үлгілерді кесу кезінде қатаю ықпалын және қыздыру кезінде пайда болған тотыққан қабатты жою үшін үлгілер РҚТ алдында механикалық тегістеуге 14/7 ден 1/0 мкм-ге дейінгі абразивті дисперсиялы алмаз пасталарында жалтыратылды. РҚТ ДРОН-4-07 дифрактометрде Си-К $\alpha$  сәулесінде 40 кВ кернеуде толқын ұзындығы  $\lambda = 1,54418 \text{ \AA}$  30 мА токта жаймалау жазықтығында жүргізілді. Түсіруді үлгіні түсіру жазығында айналдыра отырып қадам сайын (қадам 0,1° экспозициялау уақыты 4 сек.) дифрагирленген жарық шоғында графитті монохроматор қолдану әдісі арқылы іске асырды [7, 8].

Дифрактограмманы өңдеу және фазалық талдау «Difwin» бағдарламасында жүргізілді. Рентгенограмма көрсеткіштері бұл бағдарламада таза алюминий және оның фазалық құрамдары үшін теориялық есептелген дифрактограммаларды салыстыру жолымен іске асырылды.

Тордың параметрлік өлшемдері  $a$ , кристалдық тордың ортақвадраттық микродеформациясы  $\langle \varepsilon^2 \rangle^{1/2}$  және когерентті шашырау аймақтарының өлшемі  $D_{\text{ОКР}}$  «MAUD» (Materials Analysis Using Diffraction) бағдарламалық кешенінде дифрактограммаларды автоматты түрде толығымен талдау [9] арқылы есептелді [10].

Өлшеу қателігі  $a$ ,  $\langle \varepsilon^2 \rangle^{1/2}$  және  $D_{\text{ОКР}}$  тиісінше  $\pm 0.0001 \text{ \AA}$ , тиісінше  $0.001\%$  және  $5 \text{ нм}$  асқан жоқ.  $\langle \varepsilon^2 \rangle^{1/2}$  және  $D_{\text{ОКР}}$  эксперименттік алынған мәндеріне сәйкес әр түрлі өңдеуден кейін материалдағы дислокация тығыздығы  $\rho$  келесі формуламен есептелген [11]:

$$\rho = 2\sqrt{3} \langle \varepsilon^2 \rangle^{1/2} / D_{\text{ОКР}} \cdot b, \quad (2)$$

мұндағы  $b$  – дислокацияның Бюргерс векторы (алюминий үшін,  $b = 0,286 \text{ нм}$ ).

Үлгілердің микроқаттылығын Виккерс әдісімен INSTRON американдық фирмасының автоматтандырылған микроқаттылығын өлшеу құралында 2,942 жұмысшы жүктемесінде және осы жүктемеде 10 с. ұстау арқылы өлшенді. Виккерстің әдісімен микроқаттылық дұрыс төртқырлы пирамида формасындағы алмазды ұштық үлгіге (затқа)  $P$  жүктемені түсіру және жүктемені алған кезде қалған таңбаның диагональдарын  $d$  өлшеу арқылы анықталады.

Бұл әдіс жұқа және өте жұқа қабаттардың қаттылығын анықтау үшін пайдаланылады. Материал неғұрлым жұқа болса, соғұрлым жүктеме аз болуы керек. Виккерс қаттылығының өлшемін  $HV$  арнайы  $d$  өлшемдер таблицасынан анықтауға болады ( $d$  таңбаның диагоналі, миллиметр). Идентор ретінде, микроқаттылықты өлшеу кезінде, қарама-қарсы қырларының арасындағы бұрыш  $136^\circ\text{C}$ -қа тең дұрыс төртқырлы алмаз пирамида қолданылды. Үлгіге әр  $100 \text{ мкм}$  сайын таңба қалдырылып отырды. Әр үлгіні өлшеу саны 30-дан кем емес. Микроқаттылық ГОСТ 9450-60 сәйкес келесі формуламен анықталды:

$$H_{\mu} = \frac{P}{S} = \frac{1854P}{d^2} [\text{кгс}/\text{мм}^2] = \frac{18,2 \cdot 10^6 P (\text{кГ})}{d^2 (\text{мм})} [\text{МН}/\text{м}^2 = \text{МПа}], \quad (3)$$

$d$  - таңба диагонали;  $S=(d^2/1854)$  - алынған пирамида тәрізді таңбаның бүйір бетінің ауданы.

Статикалық созылуға сынақ бөлмелік температурада «Instron 5982» әмбебап динамометрінде 0,5 мм/мин жылдамдықпен жүргізілді. Сынаққа арналған үлгілер ARTA 120 электрлік ұшқын аппаратымен жаймаланған қаңылтырлардан кесіліп алынды.

Беріктік сипаттамалары (шартты ағым және беріктік шегі,  $\sigma_{0.2}$  және  $\sigma_B$ , МПа) және майысқақтығы (салыстырмалы ұзарту,  $\delta$ , %) ГОСТ 11701-84 сәйкес 0,7×3×9 мм жалпақ үлгілердің созылу қорытындысы бойынша анықталды.

Сынақтар кезінде диаграммалар жүктеме-ауыстыру координаттарында үзбей жазылып отырды. Сынамалар алдында және одан кейін сынақтар ИМЦ 150×50, В (БМИ-1Ц) инструментальды микроскопында жүргізілді. Сенімді нәтижелерді алу үшін әрбір сынақ жағдайына кем дегенде 3 үлгі сыналды.

Механикалық сынаққа дейін үлгілер шынықтыру және одан кейін жасанды ескіртуден тұратын термиялық өңдеуден (ТӨ) өткізілді. Шынықтыру температурасы 450°C, бұл температурада 2 сағат бойы ұсталып, майда суытылды. Ескірту 120°C температурасында 5 сағат бойы жүргізілді.

**Қорытындылар және талқылау.** Алғашқы дайындаманың микроқұрылымы ірітүйіршікті болды және қатты созылған қалыңдығы ( $S_B$ ) 150-260 мкм талшықтардан және ~10% теңосыткі рекристалданған ( $D_3$ ) ~6 мкм ұсақтүйіршіктерден тұрды. Талшықтардың ішіне бірдей (~6 мкм) субтүйіршіктер өлшемі ( $D_{с3}$ ) және торлы дислокацияның тығыздығы шамалы ( $\rho=0,7 \times 10^{12} \text{ м}^{-2}$ ) полигонизацияланған құрылым болған.

Субқұрылымның болуына байланысты шекаралардың бағытталуы бимодальды орташа бұрышпен ( $\Theta_{ср}$ ) ~21° және жоғары бұрыштық шекаралық бөліктерге ( $N_{ВГ}/N$ ) ~36% бөлінді. Бұдан басқа, матрицаның кристалдық торы да микрокернеудің төменгі деңгейіне ( $\langle \epsilon \rangle > 1/2$ ) – 0,12% және кристалдық тордың бағдарланған бұрыштарына шамамен оншақты бұрыштық минут аймақтарының өлшемін сипаттайтын  $D_{ОКР}$  ~145 нм салыстырмалы үлкен өлшеміне ие болды. Кристалдық құрылыстың көрсетілген параметрлерінің құрылымы мен мөлшері ыстықтай илемденген табақтық өнімдердің табиғи жасатылған жағдайына тән екендігін атап өткен жөн.



Бастапқы үлгідегі рентгенограммада үлкен және төмен қарқындылық рефлекстері бар. Бірінші алюминий қатты ерітінді ретінде индекстелді. Екінші  $\theta(\text{CuAl}_2)$  және  $S(\text{Al}_2\text{CuMg})$  фазаларына жатады және алғашқы үлгідегі металл толығымен ерімеген фаза болғанын көрсетті. Басқа фазалардың, оның ішінде  $T(\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3)$  фазасынан алынған рефлекстер көлемдік үлесінің аздығынан (<5%) және РҚТ әдісінің сезімталдық шегінен тыс жату салдарынан анықталмады [12]. Бастапқы қорытпадан оптикалық металлография (ОМ) және сканерлеуші электронды микроскопия (СЭМ) арқылы морфологиядан ерекшеленетін екі артық фазалардың бөлшектері: ірі кешенді (қаңқалық пішінді) пішіндер мен ұсақ ықшам бөлшектер байқалды. Уландырудан кейін, біріншісі қара, ал екіншісі қара қоңыр болды. Бөлшектердің химиялық анализі мен уландыру деректерін салыстыру оларды тиісінше  $(\text{CuFeMn})_3\text{Si}_2\text{Al}_{15}$  және  $S(\text{Al}_2\text{CuMg})$  фазасына жатқызуға мүмкіндік берді. Екі фазадағы бөлшектердің жалпы көлемдік үлесі  $(11,9 \pm 1,5)\%$  болды.

Бастапқы үлгілерде микроқаттылығы жоғары болды, ал олардың мөлшері  $74 \pm 6$  HV-ден  $121 \pm 7$  HV аралығында өзгерді. Микроқаттылық мәнінің жоғарылауы негізгі легіріленген алюминийдің қатты ерітіндісінің бекітілуінен қатты ерітінділердің беріктелуіне байланысты болуы мүмкін [12]. Алынған мәліметтерді талдау ББ төрт рет өткізу арқылы жаймаланғаннан кейін негізінен талшықты құрылым қалыптасатынын көрсетті, яғни, 2017 алюминий қорытпасының микроқұрылымында бастапқы дайындаманың құрылымы сақталады. ББ жаймалау нәтижесінде металдың талшықтары жолақты формаға түсетіні, яғни ұзындықтың артуы мен қалыңдығының 50-80 мкм-ге дейін төмендеуі аясында олардың жартылай фрагментациясының - жаңа көлденең жоғары бұрыштық шекараларға бөлінетіні байқалды.

Өткізгіш электронды микроскопиядан (ӨЭМ), СЭМ және РҚТ зерттеу мәліметтеріне қарасақ, талшықтар ішінде жоғары дислокация тығыздығы ( $\rho = 7,8 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ ) біркелкі емес ұяшықты құрылым және шекарасы салыстырмалы біркелкі емес азбұрышты торлары қалыптасқан. Бұл жағдайда, созылған, үздіксіз кішібұрышты шекараны (КБ) жаймалау бағытында көлденең орналасқан, талшықтарды блоктарға және жекелеген субтүйіршіктерге бөлетін, сондай-ақ, осы субтүйіршіктер ішіндегі «жыртылған» АБШ-ны ажыратуға болады. СЭМ деректеріне сәйкес, субтүйіршіктер өлшемі шамамен 1,2 мкм, ал ұяшықтар өлшемі ӨЭМ өлшемімен 0,3-0,5 мкм аз болды. Сонымен қатар,

ӨЭМ суреттері бойынша субқұрылым EBSD карталарына қарағанда біртекті болды. Онда талшық ішінде нашар бағдарланған ұяшықтар шекарасын бөлу салыстырмалы түрде біркелкі болды.

Қызықты факт, жаймаланған қорытпада байқалған дислокация тығыздығы суықтай (бөлмелік температурада) қарқынды пластикалық деформация арқылы алынған нанокристалды металдар мен қорытпалар қатарында болды [13, 14]. Осыған қарамастан төртөтіммен жаймаланғаннан кейін алюминий қорытпасының құрылымында ӨЭМ контрастында тек өлшемі ~260 нм жеке түйіршіктер байқалды. Ол қасиет қатты деформацияланған тепе-теңдіксіз нанокұрылымға тән, мысалы, бөлмелік температурада жоғары қысымда бұрау арқылы алынған құрылым [15, 16].

Алынған материалдардан көріп отырғанымыздай, ББ жаймалау бұрмалану ауқымын сапалы түрде өзгертпеді - ол бимодальды болып қалды. Дегенмен, бастапқы күйге қарағанда ҮБ үлесі ~ 21% -ға азайып, орташа бағдарлану бұрышы  $6^\circ$  дейін төмендейді. БПБ жаймалау нәтижесінде  $D_{\text{окр}}$  мөлшерінің 70-90 нм дейін төмендеуі орын алды, бұл басқа да деформациялық әдістермен алынған наноматериалдарға тән [17]. Жоғарыда сипатталған құрылымдық өзгерістер, әсіресе, қайта бөлу және аннигиляция (динамикалық қайтару) процесінің төмендеуінен болған кристалл құрылысы ақауының тығыздығы жоғары дамыған ұяшықты құрылымының қалыптасуы кристалдық тордағы микрокернеу деңгейінің 0,18% -ға дейін өсуіне жағдай жасады. Микрокернеудің осындай мәні әдетте, бөлме температурасында пластикалық түрде деформацияланған материалдарда кездесетін деңгейден аспайды. Мәселен, жоғары қысымда бұралған мыста, ол тек 0,21% құрады [18].

Өтімдер санының сегізге дейін артуымен талшықтардың өрі қарай қалыптасуы мен бөлінуі, сондай-ақ олардың ішкі құрылымының эволюциясы бақыланды. Осылайша, талшықтар одан да жіңішкерді және олардың қалыңдығы түпнұсқалық үлгідегі қайта кристалданған түйіршіктің диаметріне сәйкес болды. Талшықтардың ішінде тығыздықтың және кіші бұрыштық шекаралардың таралуының біртектілігінің жоғарылауы байқалды. Дегенмен, бұл өзгерістер матрицаның құрылымының барлық бақыланатын параметрлеріне іс жүзінде аз әсер етті. Соның ішінде дислокация тығыздығы шамалы ғана өсті, тек  $9,3 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$  дейін. Кіші бұрышты шекаралары басым

кристалл шекараларының бұрмалану спектрі іс жүзінде өзгерген жоқ. Сондай-ақ, ВУГ үлесі мен шекаралардың орташа бағдарлануының бұрышы өзгеріссіз қалды. Аз дәрежеде деформацияланған қорытпамен, осы күйдегі құрылымда да бірдей мөлшерде жеке кристалданған түйіршіктер болды.

ББ сегіз өтіммен жаймалану нәтижесінде қорытпаның құрамында айтарлықтай өзгерістерді екі фактіге ғана жатқызуға болады. Біріншісі - субтүйіршік өлшемінің кішіреюі, ол жаймалану бағытына көлденең бағытта күштірек болды. Сондай-ақ, ұяшықтардың ені мен өлшемдері кішірейді. ӨЭМ және СЭМ зерттеуде ұяшықты құрылымның жолақты сипаты одан да айқын көрінді. Ең кішкентай өлшемдегі ұяшықтарды жылжу жолақтары қалыптастырған болуы керек, ал көрші аймақтарда дислокация тығыздығы аз үлкен теңосьті ірі ұяшықтар байқалды. Жеке ұяшықтар, сондай-ақ жолақтар жаймалау бағытына көлденең созылған сипатта болды. Естеріңізге сала кетейік, бұл созылу негізгі байқау электрондық микроскопия көмегімен жүргізілген жаймалану жазықтығында байқалады.

Сондай-ақ, дислокация тығыздығының шамалы өсуі аясында кристалдық тордың микрокөрнеуінің деңгейі айтарлықтай артты (~ 0,23%). ББ-те он екі рет өткізу арқылы жаймалау қорытпаның құрылысын сапалы өзгерістерге әкелді. Тағы да жіңішкеленген (қалыңдығы 4-8 мкм құрады) және фрагменттелген талшықтардың пайда болуына байланысты, мөлшері 220 нм теңосьті субтүйіршіктер аймағы және үлесі ~53% тең. Сол өлшемдегі жаңа ұсақ түйіршіктер аймақтарынан тұратын аралас құрылым пайда болды. Осылай бола тұра дислокация тығыздығы өзгермеді, ал ӨЭМ суреттеріндегі түйіршік және субтүйіршік шекаралары айқынырақ және жұқа болды. EBSD карталарына қарасақ, бұл аймақтар кезектесіп, илемдеу бағытына көлденең созылған жолақтар түрінде орналастырылған. Осындай құрылымдағы ВУГ үлесі 83% жетті, шекаралардың орташа бағдарлану бұрышы ~36° болды. Бұл жағдайда шекаралардың бағдарын тарату спектрі теориялық кездейсоқ таралуға жақын максимум шамамен 48° болды.

Осылайша, 2017 алюминий қорытпасында ББ-те 12 рет жаймалау нәтижесінде өлшемдері ~120-360 нм және когерентті шашырау аймағы ~70-80 нм аралас нано(суб)түйіршікті құрылым қалыптасады деген қорытынды жасауға болады. Нанометрлік өлшемдегі кристаллитті ұқсас құрылымдар бөлме температурасында қарқынды пласти-

калық деформацияның жоғары қысыммен бұрау әдісі арқылы зерттеулер мен өңдеулер нәтижесінде алынған [14]. Осы және басқа да зерттеулерді қарастыра отырып, бұрандалы пішінбілікте жаймалау жағдайында 2017 қорытпасынан нанокристалды құрылымының қалыптасуына жауапты процестерді қарастырайық.

ББ-те жаймалау кезінде деформация дәрежесін ұлғайту қорытпа құрылымының түрлену процесін келесі жолмен түсіндіруге болады. EBSD талдау қорытындылары көрсеткендей, жаймалаудың алғашқы сатысында материалды азбұрышты шекаралар торы қалыптасады, деформациялану дәрежесінің өсуімен оның бағдарлануы көбейіп, жаңа нанокристалды құрылым қалыптасып, көпбұрышты шекараға түрленеді. Мұнда қайта кристалданған түйіршіктер үлесі мен жаймалау процесі кезінде дамиды, құрылымдағы орта бұрышты бағдарлар өтім саны артқан сайын көбейіп отыратынын атап айтқан жөн. Ал, ББ-те 12 өтіммен жаймалау және деформациялау процесі кезінде жаңа түйіршіктер өлшемі мүлде өзгермейді ол субтүйіршік өлшеміне сәйкес келеді.

Сонымен қатар, құрылымдық өзгерістердің микрокернеулер деңгейінің өсуі және кейінгі тұрақтануы мен жинақталған дислокацияның тығыздығымен бірге жүреді. Қорытпаның құрылымының параметрлеріндегі осындай өзгерістердің жиынтығы үздіксіз динамикалық рекристаллизация механизміне сәйкес жаңа түйіршіктердің қалыптасуын көрсетеді [19]. Жаңа ұсақ түйіршіктердің қалыптасуы және өсуімен байланысты үзік механизмнің айырмашылығы үздіксіз рекристаллизация - «бірадым» құбылыс болып саналады, яғни, тек жоғары бұрыштық шекаралардың кейінгі көшіруінсіз жаңа түйіршіктердің серпінді есебінен жүзеге асырылады [20]. Жылы немесе ыстық пластикалық деформацияға ұшыраған металдар мен қорытпалар үшін мұндай рекристаллизация кезінде жаңа түйіршіктердің қалыптасуы деформация барысында енгізілген дислокациялық (суб) құрылымдарын түрлендіру нәтижесінде туындайды. Бұл қайта құрылымдау жылдамдығы мен олардың ішіндегі торлық дислокацияның өзара аннигиляциясымен бақыланады, яғни динамикалық қайтарудың жылдамдығымен бақыланады. Тиісінше, жаңа түйіршіктерді қалыптастырудың маңызды шарты - деформация процесінің жоғары термиялық белсенділігі [17]. Жоғары температура аймағында үздіксіз рекристаллизацияның дамуының өзіндік ерекшеліктері бар екенін айта кету керек. Жоғары температурада

динамикалық қайтару жылдамдығы жоғары, ол дислокациялық шекараны диффузиялық етіп, олардың жоғары шекараға түрленуін жеңілдетеді [20]. Осылайша жаңа түйіршіктердің қалыптасу процесі деформация деңгейінің жоғары аймағына «ауысады».

Сондай-ақ, 2017 қорытпасын ББ-те жаймалауда алдымен аз бағдарланған дислокациялық (ұяшықты және / немесе жолақты) кең шекаралы құрылым қалыптасады. Өтім санының артуымен олар жетіле түседі, бірінші сатыда дислокациялық шекаралар жіңішкереді және дислокация тығыздығының жоғарлауына байланысты реттеле түседі. Айта кету керек, қорытпа құрылымында жаңа түйіршік үлесінің өсуі бұрандалы пішінділікте өтімдер санының салыстырмалы түрде үлкен мөлшеріне жеткен кезде ғана байқалады, алайда аз өтімде деформацияланған шекараларының бағдарлануының өсуі айтарлықтай байқалмайды.

Бұл құбылысты көп өтімде құрылым «ақауының» көбеюі салдарынан диффузияның (динамикалық қайту жылдамдығы) артуына байланысты деп есептеуге болады. Осылайша, ББ-те жаймалау кезінде жаңа түйіршіктердің деформациялық қалыптасуы, азбұрышты шекаралар төрт-сегізінші өтімде динамикалық түрде қалыптасады, негізінен термиялық процестермен бақыланатын көп өтім санында динамикалық қайтару мен рекристаллизацияның дамитынын бекітуге болады. Демек, белгілі бір «сыни» деформация дәрежесіне жеткенде, дислокацияның жойылуына және кіші бұрыштық шекаралардың құрылымын жақсартуға алып келетін динамикалық қайтару және рекристаллизация процестері қарқынды дами бастайды. Нәтижесінде, аралас құрылым қалыптасады, онда қайтару немесе қайтару және рекристаллизация басым аймақтарынан тұрады. Бұл жағдайда қалыптасатын түйіршік шекараларының басым бөлігі біркелкі болмайды.

Сонымен қатар, 2017 қорытпасын ББ-те жаймалаудың ҚПД басқа әдісінен айырмашылығы, жаңа бұрыштық шекаралардың пайда болуы және жаңа ультраұсақ түйіршікті құрылымның қалыптасуы эквивалентті жағдай болып саналмайды. Барлық зерттелген деформациялар деңгейінде жоғары бұрыштық шекара жаңа түйіршікке қарағанда тезірек қалыптасты. Мысалы, он екі рет өткізгенде, жоғары бұрышты шекаралардың үлесі ~ 83% болды, ал жаңа түйіршіктердің көлемдік үлесі ~53% -дан аспады. ББ-те жаймалаудың өтімдерінің са-

нына байланысты микроқаттылықты өлшеудің нәтижелерінен белгілі болғаны, қорытпаның микроқаттылығы төрт өтіммен жаймалауда жоғары болады. Жаймалаудың өтімдер санын көбейткен сайын оның қаттылығы, ~160 HV мәніне шамалас аз ғана өзгереді. Микроқаттылықтың деформация деңгейіне мұндай тәуелділігі, алюминий қорытпаларын әртүрлі әдістермен деформациялауда, мысалы, 2024 алюминий қорытпасын ТАББ әдісімен криогенді деформациялағанда көптеп кездескен [14,18], Al-4Zn-2Mg және 6063 изотермиялық жаймалауда [17]. Материалдың құрылымдық элементтерінің ұсақталуы, сондай-ақ оның ұяшықтарының, субтүйіршіктерінің және түйіршіктерінің ұсақталуы сияқты беріктіктің шегіне жету факторлары, микроқаттылық мәнінің тұрақтанғанын дәлелдейді. ББ-те жаймалау тиімділігінің негізгі моменттерінің бірі болып, келесі сұрақтарға алынған жауаптар табылады: деформация кезінде алюминийдің қатты аса қаныққан ерітіндісінің алдын-ала ыдырауы болды ма? Алынған мәліметтерді салыстыру барысында көргеніміз, бұрандалы пішінбілікте ыстықтай деформациялау, материалдағы кристалдық құрылым ақауларынан пайда болған алюминий қатты ерітіндісінің шыңдары айтарлықтай артады.

Сонымен бірге, S және  $\theta$  негізгі беріктендіруші фазаларында шыңдардың қарқындылығының аз ғана өзгергенін ескере отырып, бұрандалы пішінбілікте ыстықтай деформациялаудың алюминий негізді асақаныққан қатты ерітіндінің қарқынды ыдырауына алып келмейтінін айтуға болады. Аз өтімдермен деформацияның жоғары температурасында және кристалды құрылым ақауларының жоғары тығыздықта құрылымның қалыптасуына қарамастан, бөлме температурасында ТАББ кезінде байқалғандағыдай, динамикалық қайту процесі онша қарқынды өтпеді [14]. Бұрандалы пішінбілікте төрт өтіммен жаймаланған 2017 қорытпасындағы қатты ерітінді, негізгі легірлеуші элементтермен асақаныққан және әрі қарай ескіруге икемді болды. Сонымен бірге, фазалы рентгенқұрылымдық талдау әдісінің [21] сезімталдығы, белгісіз шектеулерге байланысты екінші фазаның аздаған (бірнеше пайызға дейін) үлесі бұрандалы пішінбілікте көптеген өтімдермен жаймалау кезінде қатты ерітіндіден бөлініп шыға алар еді және рентгенограммада түспес еді. Бұрандалы пішінбілікте жаймалау процесіндегі алюминий матрицасының кристалдық торының параметрлерінің өзгеруі осыған дәлел (төмендегіні қара).

ББ жаймалаудан кейінгі артық фазалар морфологиясының өзгеруін зерттеу, жаймалау кезінде фазалар ұсақталғанын көрсетті.  $(\text{CuFeMn})_3\text{Si}_2\text{Al}_{15}$  – фазаларының бөлшектері ғана ұсақталып, ал бастапқы ұсақ бөлшектерден тұрған S-фазаларының айтарлықтай кішіреймегеніне назар аудару қажет. 2017 алюминий қорытпасы бөлшектерінің көлемдік үлесі бұрандалы пішінбілікте он екі өтіммен жаймалағанда  $(13,3 \pm 0,4)\%$ , деформацияланбаған күймен  $(12,3 \pm 0,8)\%$  шамалас болды. Алынған мәліметтер, бұрандалы пішінбілікте жаймалау процесінде артық фазалар ерімеді, тек ұсақталды. Соңғысы, көлемдік фазалардың орташа мәнінің төмендеуінің негізгі себебі болуы мүмкін, өйткені, диаметрдегі бөлшектер 1 мкм аз болды және тіркелмеді.

Жұмыста дифрактограмманың толық профильді талдауы негізінде алынған тор параметрлерінің деформация деңгейінен өзгеру тәуелділігі келтірілген. Материалдар мәліметтерінен, бұл тәуелділіктердің монотонды емес екендігі көрініп тұр. Басында өтімдер саны төртке дейін ұлғайған сайын, қорытпа торының параметрі кеңет азаяды. Әрі қарай сегіз өтіммен деформациялау кезінде тор параметрінің шамасы әлсіз өзгереді, ал өтімдер саны он екіге жеткенде, ол қарқынды артады. Тәуелділіктің монотонды емес түрі, 2017 қорытпасын ББ жаймалау процесінде тор параметрінің өзгеру тенденциясын және абсолютті шамасын анықтайтын, бірнеше факторлардың бір уақытта және бірдей емес әсер етуін (вкладе) дәлелдеп тұр. Біздің ойымызша, деформацияның ертеректегі стадияларында тор параметрлерінің азаюы, материалдың құрылымдық ақауының айтарлықтай артуына байланысты. Осыған ұқсас эффект, таза металдарды ҚПД байқалды, мысалы, мыс пен никельде [22], сонымен қатар никельді шарда уатуда [17]. [22] Жұмыс авторлары, тор параметрлерінің азаюы, НК құрылымның қалыптасуына байланысты, түйіршік шекаралары үлесінің айтарлықтай үлкеюі салдарынан серпінді қысу кернеуінде күшті өрістің пайда болуынан деп пайымдайды. Мұндай жағдайда 2017 қорытпасында тек дамыған ұяшықты құрылымның қалыптасуы байқалды. Мүмкін, ұяшық шекаралары, қорытпа торы параметрлерінің шамасына әсер еткен жеткілікті түрде серпінді қысу кернеуінің көзі болып табылар.

ББ он екі өтіммен жаймалаудан кейін байқалған тор параметрлерінің үлкеюі, кернеуде көрсетілген релаксация процестерімен байланысты. Ұяшықта бағытсыздалған және жетілген аса жіңішке шекаралардың қалыптасуымен дислокациялық құрылымның қайта

құрылуын бақылау, тор параметрлерінің үлкеюіне алып келетін негізгі процесс болып табылады.

Жұмыста бөлшектердің сандық сипатын зерделеу екі құрылымдық деңгейде жүргізілді, яғни мезодеңгейдегі РЭМ әдісі және микродеңгейдегі ӨЭМ әдісі. Мезодеңгейдегі бастапқы үлгіде, 7 мкм дейінгі өлшемді ірі бөлшектер байқалды, сонымен бірге, ірі бөлшектердің ықтимал өлшемі 3 мкм құрады, бөлшектердің орташа арақашықтығы -  $21,0 \pm 0,3$  мкм. Микродеңгейдегі майда бөлшектердің ықтимал өлшемі 2-12 нм аралығында жатыр, бөлшектердің орташа арақашықтығы  $132 \pm 7$  нм. Осылайша, бастапқы дайындама, ірі (7 мкм дейін) және майда (2-12 нм) бөлшектерден тұратын белгілі бір концентрациялы қатты ерітінді (ҚЕ) ірітүйіршікті құрылым болды. Жоғарыда айтылғандай, ББ он екі өтіммен жаймалау түйіршігінің өлшемі 120-360 нм болатын ультраұсақтүйіршікті құрылымның қалыптасуына алып келді. Түйіршіктердің мұндай ұсақталуы жинақталған деформацияға ықпал ететін бөлшектердің болуымен байланысты.

Әртүрлі өтімдермен ББ жаймалаудан кейін РЭМ-да зерделенетін мезодеңгейдегі бөлшектердің өлшемдерін және таралуын зерттеу нәтижелері жинақталған деформацияның көбеюімен бөлшектердің орташа арақашықтығы 21-ден 14 мкм-ға дейін азаяды, ол бөлшектердің тығыздығының шамамен 2 есеге ұлғаюына сәйкес келеді. Бұл бөлшектердің эволюциясын анықтайтын процестердің бірі – ірі бөлшектердің механикалық фрагментациясымен түсіндіріледі. Біздің ойымызша 2017 қорытпасында, бөлшектердің механикалық ұсақталуы жүретін, алюминий матрицасы және бөлшектер арасындағы ең кем дегенде біреуі сәйкес келетін жазықтығы бар.

Әртүрлі өтімдермен ББ жаймалаудан кейін ӨЭМ-да көрінетін бөлшектердің өлшемдерін және таралуын зерттеу нәтижелері, жинақталған деформацияның көбеюімен бөлшектердің орташа арақашықтығы 132-ден 70 нм дейін екі есе азаяды, ол бөлшектердің тығыздығы 10 нм шамасында 4 есеге ұлғаюына сәйкес келеді. Таралу тығыздығы, көбіне ұсақ бөлшектер жағына жылжиды, сондықтан, процестің тиімді түсіндірмесі механикалық фрагментация болып табылады. Өйткені деформациялау кезінде ірі бөлшектер үлкен механикалық кернеулерге ұшыраған/шалдыққан, ал олардың еру мүмкіндігі ұсақ бөлшектерге қарағанда аз. Осылайша, ұсақ бөлшектер ірі бөлшектердің фрагменттері болып табылады деп болжауға



болады. Алайда, зерттеудің аталған кезеңіне, яғни ыдыраудың деформациялы-ынталандыру және бөлшектердің деформациялық-индукциялық еруінің бөлшектердің эволюциясына әсер ететін басқа екі процесс болмайды деп айта алмаймыз.

ББ және БСО ыстықтай жаймалаудан тұратын кешенді ҚПД екінші фаза бөлшектер ансамблінің эволюциясына әсерін зерттеу, ББ он екі өтіммен және БСО жаймалап өңдегеннен кейін бөлшектердің орташа өлшемі  $53 \pm 7$  нм құрағанын көрсетті, айрықша ықтимал мәндер 30-40 нм диапазонында жатты, мұндай өлшемді бөлшектер жалпы санның 75% құрады. Бөлшектердің арақашықтығы орташа есеппен  $730 \pm 20$  нм дейін ұлғайды, яғни бөлшектердің тығыздығы 2 есе кішірейді. Сонымен қатар, құрамы мен морфологиялық белгілерімен топтастырылған бөлшектерінің орташа өлшемі әртүрлі өзгереді. Кешенді деформациялық өңдеу шыбық тәрізді бөлшектердің орташа өлшемін  $74 \pm 3$  нм, ал дөңгелекке  $55 \pm 6$  нм дейін арттыруға алып келеді.  $123 \pm 3$  нм орташа мөлшерде ірі алты қырлы бөлшектер пайда болады. Квадрат тәрізді бөлшектерінің өлшемдері өзгермейді және үшбұрышты және сопақ формалы бөлшектердің мөлшері тиісінше  $42 \pm 3$  және  $31 \pm 8$  нм-ге дейін төмендейді.

Екінші фазалардың бөлшек өлшеміндегі бақыланған өзгерістер екі кинетикалық процестің бір мезгілде пайда болуын растайды: ТП деформация-ынталандырылған ыдырауы және екінші фазалардың бөлшектерінің деформациядан еруі. ТП-ның ыдырауы алты бұрыш алюминий-мыс бөлшектерін бөлінуіне, таяқшалы және дөңгелек бөлшектердің іріленуіне әкелді. Екінші фазалардың бөлшектерінің деформациядан кейінгі еруі нәтижесінде үшбұрышты және сопақ бөлшектердің орташа мөлшері 41 нм-ге дейін төмендейді.

Кешенді деформациядан кейін бөлшектердің тығыздығының бастапқы күйіне қарағанда екі есе азаятындығын ескерсек, екінші фазалардың бөлшектерінің деформация-индуцирленген еруі ҚЕ деформация-стимуляцияланған ыдыраудан басым процесс болып табылады деп болжауға болады. Бөлшектердің деформация-индуцирленген еруі бөлшектердің және дислокацияның өзара әрекеттесуінен болады. Бұл факт ӨЭМ-та алынған микрофотографияларда жақсы көрінеді. Алайда, мұндай құрылым құрудың басты себебі не екені ашық сұрақ болып қалады. Құрылымда бөлшектер дислокация жинақталған және дислокация қабырғалары

қалыптасқан орындарда орналасқан аймақтар байқалады. Екінші фаза бөлшектерінің дислокациямен әрекеттесу заңдылығы тіптен түсініксіз. Екінші фаза бөлшектері жинақталған жерде дислокация ішкі кернеу әсерінен болуы мүмкін. Бірақ, екінші фазалардың бөлшектерін бөлу процесі дислокацияның жинақталу аймағындағы ҚЕ деформация-стимулирленген ыдырауы нәтижесінен де болуы мүмкін. Сонымен қатар, құрылымда бөлшектер дислокациясы қозғалысының тоқтатқышы болатын аймақтарды да көруге болады - Эгон Орован сипаттаған механизмге сәйкес дисперсиялық беріктіліктің үлгі көріністерінің иллюстрациясы. Бұл жағдайда дислокация қозғалысын бөлшектер тежейді.

Түйіршік шекараларында да бөлшектер байқалады. Мұнда бөлшектердің және дислокацияның өзара әрекеттесуінің сипаты туралы мәселе пайда болады. Бір жағынан, ҚПД сатысында бастапқыда азбұрыштық шекара пайда болатын қабырға пайда болады, содан кейін ҚЕ деформация-стимулирленген ыдырауы нәтижесінде екінші фазалардың бөлшектері бөлінеді. Екінші жағынан, дислокацияның қозғалысы екінші фазалардың тығыз орналасқан бөлшектерінің қабырғасы арқылы тоқтатылуы мүмкін - Орован бойынша беріктікті күшейту механизмін жүзеге асыру [23]. Әдебиеттерде ҚПД -да бөлшектердің еру механизмі туралы болжамдар бір немесе басқа тәсілмен олардың кейбір механикалық түрленуін ұсынады: дислокациямен саты қалыптастыру арқылы кесу, тежелген қозғалыс (бір жағында саты және бөлшектердегі ішкі кернеудің қалыптасуы), дислокацияның жиналуынан пайда болған кернеудің әсерінен квазисынғыш бұзылу, тежелген бөлшектер, сондай-ақ жоғарыда айтылған процестердің бөлшектердің тұрақтылығын жоғалтуға әкелуі және онда кернеу концентраторын жасаушылар [23]. Кез келген жағдайда, бөлшектен немесе механикалық фрагменттеу нәтижесінен алынған оның фрагменттерінде, қисық шағын радиусы бар беттің бөліктері атом деңгейінде өте қатты - беттік бөліктер пайда болады. Мұндай аймақтардың жанында Гиббс-Томсон теңдеуіне сәйкес, қатты ерітіндінің жергілікті тепе-теңдік концентрациясы үлкен көлемнен әлдеқайда жоғары болады. Нәтижесінде жартылай фрагменттердің еруі мүмкін болады. ҚПД кезінде бос орындар мен дислокацияның жоғары динамикалық тығыздығы легірлеу элементтерінің атомдары көлеміне жылдамдықтың диффузиясына ықпал етеді.

Мұндай еріту механизмі тепе-теңдік диаграммаларына қайшы келмейді, олар үшін шамалы қисық беттер іс жүзінде жазық деп есептеледі. Мүмкін, атом бөлшектерінен ажыратуға көмектесетін дислокация ядроларының жанында пайда болатын ірі жергілікті серпінді кернеулердің әсері болуы мүмкін. Бұл жұмыста бөлшектердің еру механизмі арнайы зерттелмеген, себебі бұл бөлек күрделі мәселе, бірақ бөлшектердің қатысуымен процестердің реттілігін сипаттау механизмі бөлшектердің механикалық фрагментациялануы ерудің бас-тапқы сатысында маңызды фактор болып табылады.

БСО-та суық илемдеуді қосқанда комплекстік ҚПД-дан кейінгі құрылыстың фрагменттерінің соншалықты қатты жіңішке жолақтарға созылғандықтан, оның бойлық өлшемін бағалау мүмкін болмады, көлденең өлшемі шамамен 70-120 нм құрады. EBSD талдауында бағдарлану бұрышының көпшілігі бес градустан артық екенін көрсетті. Үлкен бұрыштық шекаралардың басым бөлігі материалдағы фрагментті нанокристалдық құрылымның қалыптасқанын көрсетеді. ББ және БСО-та жаймалау әдісімен 2017 қорытпасын өңдегеннен кейінгі алынған беріктік мәні, сондай-ақ кейінгі термиялық өңдеу арқылы қаттылықтың өзгеруімен жақсы келіседі. Механикалық қасиеттері 1-кестеде көрсетілген.

**Кесте 1 - 2017 қорытпасының бөлмелік температурадағы механикалық қасиеті**

Өңдеу	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_{0.2}$ , МПа	$\delta$ , %
ББ ыстықтай 12 өтіммен жаймалау +БСО+БСО суықтай жаймалау + термоөңдеу (жоғ. қараңыз)	394	202	27
Бастапқы үлгіні стандартты беріктендіруші термоөңдеу: 540°C-та жұмсарту, бөлмелік температурада суда суыту + 160°C ескірту, 12 сағат	345	180	14

ББ пен БСО-та өңдеуден кейінгі беріктік сипаттамаларының айтарлықтай өсуімен қатар материал аса илемділік қасиетін көрсетеді. Әдеттегі термиялық беріктенген алюминий қорытпаларын термоөңдеу олардың беріктігін арттырғанымен илемділік қасиетін төмендететіні белгілі. Біздің зерттеуімізде алдын-ала ББ өңделген УҰТ қорытпаны қосымша термоөңдегенде беріктік және илемділік

қасиеттерінің бір мезгілде жоғарылайтыны анықталды. Осындай әсерге жету ББ жаймалау сияқты ҚПД өңдеу әдісін қолдануға байланысты мүмкін болды. Атап айтқанда, деформациялық әсер ету ұзақтығы дәстүрлі ҚПД әдістерімен салыстырғанда 4 еседен аса қысқарды. Сонымен қатар, УҰТ құрылым қалыптастырумен бірге термоөңдеуде дисперсті беріктендіру арқылы беріктікті арттыруға кепілдік беретін қатты ерітіндіні сақтайды.

### **Қорытынды.**

1. ББ жаймалау кезінде қалыптасатын 2017 қорытпасының микроқұрылымы бастапқы дайындама құрылымын иеленеді және талшықты болып қалады. Өткізу санын көбейту кезінде талшықтардың қалыңдығы кішірейеді, ұзындығы артады, артық фазалардың жоғарылауы байқалады. Үлгілердің формаларын өзгертуге негізделген геометриялық эффект қорытпаның түйіршікті құрылымының эволюциясында басым рөл атқарады. Соның салдарынан ББ ыстықтай жаймалау кезінде көптеген түйіршіктердің деформациясы салыстырмалы түрде біркелкі жүзеге асырылады.

2. 2017 қорытпасының жұқа құрылымының эволюциясы кезінде жалпы үрдіс белгіленді. Біріншіден, кең шекаралы аз бағдарланған дислокациялық (ұяшықты) жолақты құрылым қалыптасады. Одан кейін олардың құрылымы жақсарады, бірінші кезеңде олардың қалыңдығының кішіреюі мен дислокация қалыңдығының артуы салдарынан дислокациялық шекарасының қалыңдығы жіңішкереді және реттеледі. Белгілі бір «сыни» деформация дәрежесі және тиісінше дислокация құрамдарының жоғары тығыздығына жеткен кезде динамикалық қайтару және динамикалық қайта кристалдану процестері қорытпада белсені бастайды. ББ жаймалау процесінде қорытпалық құрылымның параметрлерінің өзгеру сипаты үздіксіз динамикалық қайта кристалдану механизміне сәйкес жаңа нанометрлік өлшемдегі түйіршіктердің қалыптасуын көрсетеді.

3. 2017 қорытпасының бастапқы дайындамасын ББ 12 өтіммен жаймалау электрондық-микроскопиялық контрастты ҚПД материалдарына тән қайта кристалданған түйіршіктер (240 нм) аралас наноқұрылымды қалыптастыруын қамтамасыз етеді.

4. ББ ыстықтай деформациялау алюминийден бұрынғы қатты ерітіндінің айтарлықтай ыдырауы және оның өнімдерінің қалыптасуы арқылы анықталған рентгендік дифракция әдістерінің айтарлықтай

ыдырауымен қарқынды ескірту туғызбайды. Он екі өтіммен ББ жай-малағаннан кейін, қатты ерітінді негізінен қорытпалық элементтермен алмастырылады және кейіннен ескіруге қабілетті болады.

5. 2017 қорытпасын ББ ыстықтай жаймалау, артық фазалардың бөлшектерінің көлемдік үлесін өзгертпестен, айтарлықтай ұсақталуына көбінесе ірі фазалық бөлшектермен  $(\text{CuFeMn})_3\text{Si}_2\text{Al}_{15}$  әкеледі. Т фазалар тиімді бағдарға ие болады және жаймалау бағытымен сызықтар түзіп орналасады

6. 2017 алюминий қорытпасында ББ-те жаймалағанда, қорытпа матрицасындағы дислокация тығыздығының 8-9-ға дейін  $\sim 8 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$  деңгейіне дейін өсуіне алып келеді. Бұл кристалдық тордың микрокөрнеуінің ұлғаюымен бірге ОКР мөлшерінің екі есе азаюына әкеледі. Бұл жағдайда матрицаның торлы параметрі монотонды өзгермейді: алдымен ол күрт төмендейді, содан кейін жоғарылап максималды берік ескірілген деформацияланбаған қорытпаның мөндеріне жақындайды.

7. Мезодеңгейдегі (микрон өлшемді бөлшектер) дисперсті бөлшектердің бақылау ББ жаймалау кезінде бөлшектердің арасындағы қашықтық 21-ден 14 мкм-ге дейін төмендегенін көрсетті, бұл бөлшектердің тығыздығын шамамен екі есе көбеюімен сәйкес келеді.

8. Микродеңгейдегі бөлшектердің сандық сипаттамаларын талдау (нанометрлік өлшемді бөлшектер) жинақталған деформацияның жоғарылауымен бөлшектердің арасындағы орташа қашықтық 132-ден 70 нм-ге дейін екі есе азаяды, бұл бөлшектердің тығыздығы 10 нм-ге шамамен 4 есе артуына сәйкес келеді.

Мақала «Бұрандалы пішінбілік пен бойлық сыналы орнықты біріктіріп фольганы жаймалағанда алюминий қорытпасынан жасалған қаңылтырлы дайындаманың құрылысы мен қасиеті» атты диссертациялық жұмысын орындау барысында Қ.И.Сәтбаев атындағы Қазақ ұлттық техникалық зерттеу университетінде жазылды.

## Әдебиеттер

1 Структурные изменения в алюминиевых сплавах при интенсивной пластической деформации / А.А. Мазилкин, Б.Б. Страумал, С.Г. Протасова, О.А. Когтенкова, Р.З. Валиев // Физика твердого тела, 2007, том 49, вып. 5. – С. 824 – 829.

2 Трайно А.И., Полухин В.П., Николаев В.А. Интенсивные макросдвиги как нетрадиционное средство обеспечения высокого качества листового проката // Металлург, 2011, №5. С. 57 – 63.

3 Инструмент для горячей прокатки металлов и сплавов / С.А. Машеков, Б.Н. Абсадыков, Л.А. Курмангалиева и др. // Патент РК № 16804 Оpubл. 16.01.2006, Бюл. № 1. – 2 с.: ил.

4 Машеков С.А., Машекова А.С., Нугман Е.З. и др. Многофункциональный продольно-клиновый стан для прокатки листов из сталей и сплавов // Патент РК № 31750.2016. БИ №18.

5 Салтыков, С.А. Стереометрическая металлография / С.А. Салтыков. 3-е изд., перераб. и доп. – М.: Metallurgy, 1970. – 376 с.

6 Humphreys, F.J. Grain and subgrain characterization by electron backscatter diffraction / F.J. Humphreys // Journal of Materials Science. – 2001. – V. 18. – P. 3833-3854.

7 Humphreys, F.J. Characterization of fine-scale microstructures by electron backscatter diffraction (EBSD) / F.J. Humphreys // Scripta Materialia. – 2004. – V. 51. – P. 771-776.

8 Метод дифракции отраженных электронов в материаловедении; под ред. Шварца А., Кумара М., Адамса Б., Филда Д. – М.: Техносфера, 2014.–544 с.

9 Rietveld, H.M. A profile refinement method for nuclear and magnetic structures / H.M. Rietveld // Journal of Applied Crystallography. – 1969. – V. 2. – P. 65–71.

10 MAUD [Электронный ресурс] / Materials Analysis Using Diffraction, ред. L. Lutterotti; – Электрон. дан. – Trento.: University of Trento, 2015 - Режимдоступа: <http://maud.radiographema.com>, свободный. – Загл. с экрана. – Яз. англ.

11 Мурашкин, М.Ю. Особенности структуры и механические свойства алюминиевого сплава 6061, подвергнутого обработке равноканальным угловым прессованием в параллельных каналах / М.Ю. Мурашкин, Е.В. Бобрук, А.Р. Кильмаметов, Р.З. Валиев // Физика металлов и материаловедение. – 2009. – Т. 108. – № 4. – С. 439-447.

12 Panigrahi, S.K. Development of ultrafine-grained Al 6063 alloy by cryorolling with the optimized initial heat treatment conditions / S.K. Panigrahi, R. Jayaganthan // Materials & Design. – 2011. – V. 32. – P. 2172-2180.

13 Kobayashi, C. Ultrafine grain development in copper during multidirectional forging at 195 K / C. Kobayashi, T. Sakai, A. Belyakov, H. Miura // Philosophical Magazine Letters. – 2007. – V. 87. – P. 751-766.

14 Утяшев Ф.З. Деформационные методы получения и обработки ультрамелкозернистых и наноструктурных материалов / Ф.З. Утяшев, Г.И. Рааб. – Уфа.: Гилем, НИК «Башкирская энциклопедия», 2013. – 376 с.

15 Gourdet, S. An experimental study of the recrystallization

mechanism during hot deformation of aluminium / S. Gourdet, F. Montheillet // Materials Science and Engineering A. – 2000. – V. 283. – P. 274-288.

16 *Gubicza, J.* Microstructure of ultrafine-grained fcc metals produced by severe plastic deformation / J. Gubicza, N.Q. Chin, G. Krallics, I. Schiller, T. Ungar // Current Applied Physics. – 2006. – V. 6. – P. 194-199.

17 *Крымский, С.В.* Структура алюминиевого сплава Д16 прокатанного с различной степенью / С.В. Крымский, Е.В. Автократова, О.Ш. Ситдииков, А.В. Михайловская, М.В. Маркушев // Физика металлов и металловедение. – 2015. – Т. 116. – № 7. – С. 714-723.

18 *Zhang, K.* Structural characterization of nanocrystalline copper by means of X-ray diffraction / K. Zhang, K. Lu, I.V. Alexandrov, R.Z. Valiev // Journal of Applied Physics. – 1996. – V. 80. – P. 5617-5624.

19 *Jazaeri, H.* The transition from discontinuous to continuous recrystallization in some aluminium alloys: I – deformed state / H. Jazaeri, F.J. Humphreys // Acta materialia. – 2004. – V. 52. – P. 3239-3250.

20 *Sakai, T.* Dynamic recrystallization: mechanical and microstructural considerations / T. Sakai, J.J. Jonas // Acta Metallurgica. – 1984. – V. 32. – P. 189-209.

21 *Горелик, С.С.* Рентгенографический и электронно-оптический анализ: учебное пособие для вузов / С.С. Горелик, Ю.А. Скаков, Л.Н. Расторгуев. – 4-е изд., перераб. и доп. – М.: Издательство МИСИС, 2002. – 360 с.

22 *Валиев, Р.З.* Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией / Р.З. Валиев, И.В. Александров. – М.: Логос, 2000. – 272 с.

23 *Готтштайн, Г.* Физико-химические основы материаловедения / Г. Готтштайн. – М.: Бином, 2011. – 400 с.

**Машеков С.А.**, доктор технических наук, профессор, e-mail: mashekov.1957@mail.ru

**Мауленова М.**, докторант, e-mail: maulenoa\_m@mail.ru

**Машеков А.С.**, ассистент преподавателя

**Тусупкалиева Э. А.**, докторант, e-mail: elatus78@mail.ru.