

" Қ.И.Сәтбаев атындағы Қазақ ұлттық техникалық зерттеу университеті"  
коммерциялық емес акционерлік қоғамы



Ә. Бүркітбаев атындағы Энергетика және машина жасау институты  
Машина жасау кафедрасы

Кулмуратов Абзал Бакитжанович

Имитациялық модельдеу пайдалана отырып алюминий қорытпаларынан  
баспақталған профильдердің сапасын болжау

Магистрлік диссертация

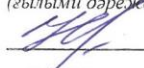
7M07112 «Машина жасау өндірісін  
сандандыру»  
(ғылыми-педагогикалық/профильді бағыт)

Алматы 2024



" Қ.И.Сәтбаев атындағы Қазақ ұлттық техникалық зерттеу университеті"  
коммерциялық емес акционерлік қоғамы

Ә. Бүркітбаев атындағы Энергетика және машина жасау  
институты  
Машина жасау кафедрасы

БЕКІТЕМІН  
Кафедра  
меңгерушісі Ph.D  
докторы, ассоц.  
профессор  
*(ғылыми дәрежесі, атағы)*  
 Нұғман Е.З.  
қолы Т.А.Ә.  
«  »                      2024ж.

### Магистрлік диссертацияны орындауға

#### Тапсырма

Магистрант

Кулмуратов Абзал

Тақырыбы: Имитациялық модельдеу пайдалана отырып алюминий қорытпаларынан баспақталған профильдердің сапасын болжау  
(магистрлік диссертация тақырыбы)

Бұйрықпен бекітілген №548 « 04 » 12 2023 ж.

(жетекшілік ететін проректор)

Аяқталған диссертацияны тапсыру мерзімі « 13 » 06 2024 ж.

Магистрлік диссертацияда әзірленуге жататын мәселелердің тізбесі:

1) Алюминий қорытпаларын престоу технологиясын жетілдіруге бағытталған процестерге шолу жасау;

2) Дайындама кезеңінде металл құрылымын жақсартуға бағытталған пластикалық деформация әдісінің имитациясын жасау;

3) Баспақталған алюминий профилін САЕ жобалау .

Магистрлік диссертацияның бастапқы деректері:

1.Елагин В.И., Захаров В.В., Дриц А.М. Структура и свойства сплавов системы Al-Zn-Mg.

2.Габидуллин А.Э., Овчинников А.В., Дунаева О.В. Прогноз структурного состояния прессованного профиля из сплава АД31//Металлы 2008.

3.Вайнблат Ю.М., Хаюров С.С./Влияние дислокации внутри субзерен на субструктурное упрочнения алюминия//Физика металлов и металловедение.







## ГРАФИК

### Магистрлік диссертация дайындау

Бөлімдердің атауы, әзірленетін мәселелердің тізбегі	Ғылыми жетекшіге және консультанттарға ұсыну мерзімдері	Ескерту
Алюминий қорытпаларын престоу технологиясын жетілдіру	11.01.2024	Орындалады
Қолданыстағы және ұсынылған технологияны пайдалана отырып престоуге дайындамаларды дайындау кезінде металдың кернеулі-деформациялық күйін зерттеу	27.02.2024	Орындалады
Профил сапасын ақырлы элементтер әдісімен зерттеу	17.04.2024	Орындалады
Диссертацияны қорғауға дайындау	30.05.2024	Орындалады

## ҚОЛТАҢБАЛАР

Аяқталған магистрлік диссертацияны кеңесші мен нормоконтроллерге жұмыстың оларға қатысты бөлімдерін көрсете отырып

Бөлімдердің атаулары	Кеңесшінің Т.А.Ә	Қолтаңба қойылған күні	Қолтаңбасы
Алюминий қорытпаларын престоу технологиясын жетілдіру	Ph.D докторы, ассоц. профессор Удербоева А.Е.	02.04.2024	
Қолданыстағы және ұсынылған технологияны пайдалана отырып престоуге дайындамаларды дайындау кезінде металдың кернеулі-деформациялық күйін зерттеу	Ph.D докторы, ассоц. профессор Удербоева А.Е.	08.04.2024	
Кернеу-деформация күйінің көлемдік есебін соңғы элементтерді модельдеу әдістемесі	Ph.D докторы, ассоц. профессор Удербоева А.Е.	29.04.2024	
Профил сапасын ақырлы элементтер әдісімен зерттеу	Ph.D докторы, ассоц. профессор Удербоева А.Е.	02.05.2024	
Қорытынды	Ph.D докторы, ассоц. профессор Удербоева А.Е.	15.05.2024	
Норма бақылау	Ph.D докторы, ассоц. профессор Абілқайыр Ж. Н	15.05.2024	

Ғылыми жетекші



Удербоева А.Е.

Магистрант тапсырманы орындауға қабылдады



Кулмуратов А.Б.

Уақыты

"15" Мамыр 2024 ж.

## АҢДАТПА

Алюминий профильдерінің заманауи өндірісінде соңғы өнімнің жоғары сапасын қамтамасыз ету негізгі факторлардың бірі болып табылады. Бұл мақсатқа жетудің тиімді әдістерінің бірі престау процесінің параметрлерін болжауға және оңтайландыруға мүмкіндік беретін имитациялық модельдеуді қолдану болып табылады. Бұл мақалада имитациялық модельдеу арқылы экструдталған алюминий профильдерінің сапасын болжау тәсілдері мен әдістері талқыланады. Модельді құрудың негізгі кезеңдері сипатталған, оның ішінде ақырлы элементтер әдісі арқылы алюминий қорытпасынан дәлірек айтқанда АД31 қорытпасынан баспақталған профилге сынақ жүргізілген болатын. Профильдердің соңғы сипаттамаларына температура, престау жылдамдығы және алюминийдің химиялық құрамы сияқты әртүрлі факторлардың әсерін талдауға ерекше назар аударылады. Алынған нәтижелер имитациялық модельдеудің өндірілген алюминий профильдерінің сапасын айтарлықтай жақсартуға, сынақ шығындарын азайтуға және жаңа технологиялық шешімдерді әзірлеуді жылдамдатуға мүмкіндік беретін қуатты құрал екенін көрсетеді.

## АННОТАЦИЯ

В современном производстве алюминиевых профилей одним из основных факторов является обеспечение высокого качества конечного продукта. Одним из эффективных способов достижения этой цели является использование имитационного моделирования, которое позволяет прогнозировать и оптимизировать параметры процесса прессования. В этой статье обсуждаются способы и методы прогнозирования качества экструдированных алюминиевых профилей с помощью имитационного моделирования. Описаны основные этапы построения модели, в том числе были проведены испытания прессованного профиля из алюминиевого сплава, точнее из сплава АД31, методом конечных элементов. Особое внимание уделяется анализу влияния различных факторов, таких как температура, скорость прессования и химический состав алюминия, на окончательные характеристики профилей. Полученные результаты свидетельствуют о том, что имитационное моделирование является мощным инструментом, позволяющим значительно улучшить качество выпускаемых алюминиевых профилей, снизить затраты на испытания и ускорить разработку новых технологических решений.

## ANNOTATION

In the modern production of aluminum profiles, one of the main factors is to ensure the high quality of the final product. One of the effective ways to achieve this goal is to use simulation modeling, which allows you to predict and optimize the parameters of the pressing process. This article discusses methods and techniques for predicting the quality of extruded aluminum profiles using simulation modeling. The main stages of the model construction are described, including tests of a pressed profile made of aluminum alloy, more precisely of AD31 alloy, by the finite element method. Special attention is paid to the analysis of the influence of various factors, such as temperature, pressing speed and chemical composition of aluminum, on the final characteristics of the profiles. The results obtained indicate that simulation modeling is a powerful tool that can significantly improve the quality of manufactured aluminum profiles, reduce testing costs and accelerate the development of new technological solutions.



## МАЗМҰНЫ

	Кіріспе	10
1	Алюминий қорытпаларын престоу технологиясын жетілдіру	11
1.1	Алюминий қорытпаларынан жасалған бұйымдардың қасиеттерін жақсартуға мүмкіндік беретін технологиялық процестер	11
1.2	Гомогенизацияланбаған құймалардың құрылымы мен фазалық құрамы	14
1.3	Гомогенизацияның құймалардың құрылымы мен фазалық құрамына әсері	19
1.4	Деформацияның алюминий қорытпаларының қайта кристалдануына және полигонизациясына әсері	30
1.5	Престелген бұйымдардың құрылымына алдын ала деформацияның әсері	33
1.6	Пресс бұйымдарының сапасына престоудің температуралық және жылдамдық параметрлерінің әсері	41
2	Қолданыстағы және ұсынылған технологияны пайдалана отырып престоуге дайындамаларды дайындау кезінде металдың кернеулі-деформациялық күйін зерттеу	47
2.1	Кернеу-деформация күйінің көлемдік есебін соңғы элементтерді модельдеу әдістемесі	47
2.2	Арнайы құрылғыда деформация кезінде дайындаманың кернеулі-деформациялық күйін соңғы элементтер әдісімен сандық модельдеу	49
3	Профил сапасын ақырлы элементтер әдісімен зерттеу	59
	Қорытынды	66
	Пайдаланылған әдебиеттер тізімі	68

## КІРІСПЕ

Мәселенің жалпы сипаттамасы. Бірегей қасиеттер жиынтығының арқасында алюминий қорытпаларынан жасалған бұйымдар өнеркәсіптің әртүрлі салаларында кеңінен қолданылады және бұл көптеген құрылыс материалдарын шығаратын зауыттардың құрылысына әкелді, жартылай фабрикаттардың едәуір бөлігі престелген өнімдерден келеді. 60-шы жылдардың ортасынан бастап жиырмасыншы ғасырларда Жаңа Деформацияланатын алюминий қорытпаларын жасауға арналған жұмыстардың саны біршама қысқарды, өйткені игерілген қасиеттерінен едәуір асып түсетін жаңа қосылыстар жасау өте қиын болды. Сондықтан баспасөз өндірісі саласындағы барлық прогресс негізінен механикалық қасиеттердің жоғарылауын қамтамасыз ететін технологиялық дайындықтың дамуы мен жетілдірілуімен байланысты.

Тақырыптың өзектілігі. Модельдеу арқылы алюминийдің сапасын болжау бірнеше себептерге байланысты қазіргі металлургия мен материалдар өндірісіндегі өзекті міндет болып табылады:

Өндіріс процесін оңтайландыру:

Модельдеу процестің параметрлерінің өзгеруі (температура, салқындату жылдамдығы, қорытпа құрамы және т.б.) соңғы өнімнің сапасына қалай әсер ететінін болжауға мүмкіндік береді.

Бұл процестерді оңтайландыруға, қалдықтарды азайтуға және өнімділікті арттыруға жол ашады

Жалпы жағдайда құрылымды балқыту процесінде алынған "сапа" металл бұйымын дайындау және оны пайдалану процесінде материалдың мінез-құлқын анықтайды. Осы себепті өндіріс пен пайдалану үшін оңтайлы физика-механикалық қасиеттері бар қорытпаны алу жолдарын табу өзекті мәселе болып табылады.

Осылайша, профильдердің сапасын арттыру мақсатында пресс өндірісінің дайындамаларын өндіру үшін өңдеу техно-логиясын жетілдіруге бағытталған зерттеулер өзекті болып табылады.

Жұмыстың мақсаты.

Алюминий қорытпаларынан жасалған пресс-бұйымдарды өндіру технологиясын жетілдіру негізінде оларды дайындау тиімділігін арттырудағы имитациялық моделдеудің орны

Зерттеу міндеттері:

1. Алюминий қорытпаларынан жасалған бұйымдардың қасиеттерін арттыруға мүмкіндік беретін келесі технологиялық процестерге шолу

2. Профильдің соңғы қасиеттеріне әсер ететін астық құрылымы мен фазалық компоненттердің қалыптасуын болжау.

3. Қорытпаның құрамына және өңдеу жағдайларына байланысты соңғы профильдің механикалық қасиеттерін (беріктік, қаттылық, иілгіштік) болжау.

4. Экструдталған профильдердегі ықтимал ақауларды (раковиналар, жарықтар, біртекті емес) анықтау және алдын алу.

## **1 Алюминий қорытпаларын престау технологиясын жетілдіру**

Алюминий және оның негізіндегі қорытпалар болат пен мыс қорытпаларына қарағанда маңызды артықшылықтарды қолданудың бірқатар салаларында қамтамасыз ететін қасиеттер кешеніне ие. Олар төмен тығыздығымен, жақсы коррозияға төзімділігімен, салыстырмалы түрде жоғары электр және жылу өткізгіштігімен ерекшеленеді. Алюминий қорытпаларынан кез-келген қажетті мөлшердегі дөңгелек, жалпақ және қуыс құймаларды прогрессивті үздіксіз әдіспен құюға болады. Қорытпалар ыстық және суық деформацияға салыстырмалы түрде оңай әсер етеді [1].

Алюминий қорытпаларынан плиталар, парақтар, таспалар, фольга, панельдер, профильдер, құбырлар, штангалар, штамптау, соғу, сым сияқты деформацияланған жартылай фабрикаттардың әртүрлі түрлері жасалады. Бұл жартылай фабрикаттар құймаларды үздіксіз қысыммен – илектеу, илектеу, престау, соғу, штамптау немесе тарту арқылы өңдеу арқылы алынады. Алюминий қорытпаларынан көп жағдайда престелген жартылай фабрикаттар жасалады.

Al-Mg-Si жүйесіне негізделген қорытпалардың ерекшелігі басқа жүйелердің бірдей берік алюминий қорытпаларымен салыстырғанда қысыммен өңдеу кезінде деформацияның жоғарылауы болып табылады [1]. Илектеу кезінде Al-Mg-Si-қорытпалар үлкен қысу дәрежесін береді (бір өту кезінде 50 – 60% дейін). Тұтастай алғанда, прокаттау кезінде av, AD31, AD33 типті қорытпалар Amg3 қорытпасына сәйкес келеді. Бұл қорытпалар штамптауға және соғуға оңай, ал өңдеу Кең температура аралығында (350 – 550°C) жүргізілуі мүмкін.

380 -420°C қысыммен өңдеудің ең қолайлы температура аралығы, ол іс жүзінде қолданылады. Қысыммен өңдеу кезінде Al-Mg-Si қорытпаларының деформациялануының жоғарылауының себептері деформацияға төзімділіктің төмендігі және температураның кең аралығындағы жоғары икемділік болып табылады.

Негізінен престелген жартылай фабрикаттар Al-Mg-Si қорытпаларынан жасалғандықтан, қысыммен өңдеу кезінде бұл қорытпалардың деформациялануын қарастырған жөн.

### **1.1 Алюминий қорытпаларын өңдеу технологиясын жетілдіру**

Алюминий қорытпаларын престау процесін әдебиетте металлтану және металдарды қысыммен өңдеу мамандары егжей-тегжейлі сипаттайды [3,4]. Al-Mg-Si қорытпаларын престау кезінде үздіксіз құймалар иінді материал болып табылады. Үздіксіз құймалардың пластикалық қасиеттері әртүрлі, сондықтан олар престау процесіне әртүрлі жағдайлар жасайды. Құйылған үздіксіз құймалардың ірі түйіршікті бастапқы құрылымы бар. Мұндай құймалар жоғары температура аймағында жеткілікті жақсы

икемділікке ие болғанымен, металлургиялық әдістермен және Материалдарды қысыммен өңдеу әдістерімен бастапқы құрылымды Мұқият ұнтақтауды қажет етеді. Бастапқы құрылымды біртіндеп ұнтақтау құйманың икемділігінің жоғарылауына әкеледі.

А1 құйма құрылымдарын дайындаудың негізгі ережелерін қарастырыңыз-авиация, Құрылыс және машина жасауда қолданылатын.

Жұмыстарда [3–9] алюминий қорытпаларынан жасалған бұйымдардың қасиеттерін арттыруға мүмкіндік беретін келесі технологиялық процестер ұсынылған:

1. Үздіксіз құйма құю-арнайы термиялық өңдеу-аралық қайта кристалдану-соңғы ыстық деформация-соңғы термиялық өңдеу;

2. Үздіксіз құйма құю-төмен температуралы гомогенизация (өтпелі элементтердің жұқа бөлшектерінің коагуляциясы) - жылы немесе суық деформация-қайта кристалдану-гомогенизация - соңғы ыстық деформация – соңғы термиялық өңдеу;

3. Үздіксіз құйма құю-төмен температуралы күйдірумен толық гомогенизация (өтпелі элементтердің бөлшектерін коагуляциялау және қатайтатын фазаларды оқшаулау) - жылы немесе суық деформация-қайта кристалдану-гомогенизация-соңғы ыстық деформация – соңғы термиялық өңдеу;

4. Үздіксіз құйма құю-толық гомогенизация (өтпелі элементтердің коагуляциясы)-жылы немесе суық деформация – қайта кристаллизация – гомогенизация-соңғы ыстық деформация – соңғы термиялық өңдеу.

Арнайы термиялық өңдеуді, ұсақ түйіршікті құрылымды алу үшін бастапқы дәндердің шекараларын қайта кристалдандыру арқылы жоюға бағытталған аралық қайта кристалдандыру күйдіруді, сондай-ақ соңғы ыстық деформация мен термиялық өңдеуді қамтитын технологиялық процесте бұйымдардың қажетті сапасына қол жеткізіледі.

Басқа технологиялық процесте құймалар 400°С температурада төмен температуралы (ішінара) гомогенизацияға ұшырайды, содан кейін деформация дәрежесі 50%-дан асатын 300°АС жоғары емес температурада алдын ала деформация, аралық гомогенизациялық-қайта кристалдану күйдіру, соңғы ыстық деформация және қалыпты режимдер бойынша термиялық өңдеу жүреді.

Басқа технологиялық процестің құрылымдық ерекшеліктері келесідей. Төмен температуралы гомогенизация жұқа дисперсті бөлшектер түрінде ауыспалы элементтердің оқшаулануына ықпал етеді. Кейінгі жылы қалыптасу және аралық күйдіру ұсақ түйіршікті рекристалды құрылымды құрайды (дәндердің өсуіне дисперсті бөлшектер кедергі келтіреді) және артық фазалардың қосымша еруі жүреді. Соңғы деформацияның температуралық-жылдамдық режимдерін таңдау арқылы полигонизацияланған ұсақ түйіршікті құрылымды алуға болады, яғни. ыстық деформация кезінде полигонизация пайда болады, бұл қайта кристалдануға жол бермейді, ұсақ түйіршікті құрылым түзеді.

Технологиялық процесте өңдеу кезінде құймалар әдеттегі немесе жоғары температуралы гомогенизацияға ұшырайды, содан кейін сатылы төмен температуралы күйдіру. Әрі қарай өңдеу схемасы екінші технологиялық процеске ұқсас. Термиялық өңделген құймалар екінші технологиялық процесте өңдеуге қарағанда жоғары технологиялық икемділікке ие. Себебі гомогенизация артық фазалардың жеткілікті толық еруін қамтамасыз етеді, ал сатылы төмен температурада күйдіру деформацияға жағымды әсер ететін күшейтетін фазалардың дисперсті, когерентті емес бөлшектерінің бөлінуіне әкеледі. Гомогенизация кезінде өтпелі элементтердің бөлшектері қатайғандықтан, олардың қайта кристалдануға әсері маңызды болмайды. Сондықтан, үшінші технологиялық процесте қатайтатын фазалардың дисперсті бөлшектерін оқшаулау үшін сатылы төмен температуралы күйдіру жүргізіледі, олардың әсері, жұмыс авторларының пікірінше [9], екі технологиялық процестегі өтпелі элементтердің жұқа дисперсті бөлшектеріне ұқсас.

Операция аралық термомеханикалық өңдеу (технологиялық процесс)- ұсақ түйіршікті немесе полигондалған құрылымды алу үшін термомеханикалық өңдеу әдісінің бір түрі және аралық күйдірумен бір немесе көп сатылы алдын ала деформацияны, соңғы деформацияны және термиялық өңдеуді қамтитын жартылай фабрикаттағы артық фазаларды қолайлы тарату. Бірінші технологиялық процестен айырмашылығы, төртінші технологиялық процесте құйма арнайы термиялық өңдеуге ұшырамайды. Термомеханикалық өңдеу сияқты аралық күйдірудің негізгі мақсаты-құйылған дәндер шекараларының тұқым қуалайтын әсерін азайту және жартылай фабрикатта реттелетін құрылымды құру.

Жұмыстарда алюминий қорытпасынан жасалған жартылай фабрикаттарда ұсақ түйіршікті құрылымды алудың келесі әдісі ұсынылады: алдын-ала деформацияланған өнеркәсіптік дайындаманы қатаю температурасына дейін қыздыру; салқындату( жақсырақ суда); қатты ерітіндінің минималды тұрақтылығына жақын температураға дейін қыздыру (370 – 430 °С) қатайтатын фазаларды жеткілікті өрескел бөлу мақсатында (5000 - 10000Å); деформация дәрежесі 15 – тен жоғары осы немесе одан төмен температурада (200-260°с) деформация%; қайта кристалдану температурасына дейін қыздыру (460 – 480°С), ол бұрын алынған эмбриондардың әсерінен қатайтатын фазалардың жеткілікті тұрақты секрецияларының арқасында ұсақ түйіршікті құрылымның пайда болуын қамтамасыз етеді. Көрсетілген өңдеуден кейін әдеттегі термиялық өңдеу жүреді.

Осыған ұқсас әдіс әдебиеттерде ұсынылған. Айырмашылық мынада: деформация қатаю температурасының интервалында қосымша 70% - ға жүзеге асырылады, содан кейін қайта кристалдану күйдіріледі, бұл 10 мкм-ден аз астық алуға мүмкіндік береді.

Алдын ала деформация операцияларында астық құрылымын тұрақсыздандыру үшін жоғарыда келтірілген термомеханикалық өңдеу әдістерінде кристалдық тордың деформациясының жинақталған

энергиясының деңгейін арттыруға бағытталған әдістер қолданылады (суық деформация, дисперсті емес бөлшектер болған кезде дислокация тығыздығының өсуі). Термомеханикалық өңдеу әдістері бар, олар үшін төмен температуралы алдын ала деформация операциялары міндетті емес, ал қарқынды рекристаллизация ағымы аралық күйдіру температурасын арттыру есебінен қамтамасыз етіледі. Қайта кристалдану аралық жасыту температурасы тепе-теңдік емес солидустан жоғары болуы мүмкін, бұл астық құрылымын өзгертуден басқа, артық фазалардың көлемдік үлесінің төмендеуіне және олардың кейбіреулері үшін қолайлы дөңгелек морфологияның қалыптасуына ықпал етеді. Негізінен жоғары температуралы аралық күйдіргіштері бар термомеханикалық өңдеу жоғары беріктігі бар қорытпаларға ұшырайды, олардың қайта кристалдану күйдіру температурасы қолда бар көздерге сәйкес күйдіру қаупінсіз 480-520°C дейін көтерілуі мүмкін [10-13].

Жоғары температуралы термомеханикалық өңдеу схемасы мыналарды қамтиды: кәдімгі гомогенизация, алдын ала ыстық деформация, Жоғары температуралы қайта кристалдану (480 – 520°C), соңғы ыстық деформация және термиялық өңдеу. Жұмыста [11] атап өткендей, сіз-шырын температурасының аралық күйдіруі беріктіктің, икемділіктің және сынудың тұтқырлығының айтарлықтай өсуін қамтамасыз етеді, әсіресе престелген профильдер өндірісінде.

Жоғарыда сипатталған мәліметтерден жоғары сапалы өнім алу үшін өнімді өңдеудің көп сатылы технологиялық процесі қолданылатыны анық. Технологиялық процестің әрбір кезеңінің негізгі металлургиялық және деформациялық ережелерін қарастырайық.

## **1.2 Гомогенизацияланбаған құймалардың құрылымы мен фазалық құрамы**

Қазіргі уақытта барлық алюминий қорытпаларының құймаларын алудың жалғыз өнеркәсіптік әдісі үздіксіз құю болып табылады. Бұл әдіспен алынған құймалардың кристалдану және құрылымы мәселелері, мысалы, [2, 14] жұмыстарда жан-жақты қарастырылды.

Al-Zn-Mg және Al-Mg-Si жүйесінің қорытпалары салыстырмалы түрде төмен құю қасиеттеріне ие. Бұл қорытпалардағы тепе-теңдіксіз эвтектиканың көлемдік үлесі аз, тіпті төмен құю жылдамдығының өзінде шөгуге кеуектілігінің тенденциясы байқалады. Кристалдану диапазоны кең болғандықтан, бұл жүйенің қорытпалары ыстық жарықтардың пайда болуына бейім, әсіресе қатты легіріленген және үлкен Zn/Mg немесе Si/Mg қатынасы барларға. Мыс қоспалары ыстыққа төзімділікті арттырады. Әдетте құрамға кіретін мөлшердегі басқа элементтер құйма қасиеттеріне айтарлықтай әсер етпейді [14].

Al-Mg-Si және Al-Zn-Mg қорытпаларын қоса алғанда, алюминий қорытпасының құймалары үшін типтік макроқұрылым үш аймақтан тұрады: тең осьті дендердің шағын шеткі аймағы, бағаналы кристалдар аймағы және тең осьті кристалдардың орталық аймағы. Құю шарттарына байланысты құйма құрамында бұлардың барлығы емес, екі немесе бір құрылымдық аймақтар болуы мүмкін. Көптеген зерттеушілер бағаналы кристалдар аймағының пайда болуын тесікте қатты қызған металл аймағының болуымен байланыстырады.

Концентрациялық өте салқындату теориясына сәйкес, құймадағы бағаналы кристалдар аймағы жаңа кристалдардың ядролануы үшін кристалдану фронтының алдындағы өте салқындату жеткіліксіз болған жағдайда пайда болады, сондықтан бұрын пайда болған кристалдардың «бәсекелес» өсуі орын алады [2]. Температура градиенті неғұрлым жоғары болса және кристалдану фронтының қозғалыс жылдамдығы неғұрлым төмен болса, соғұрлым бағаналы кристалдар аймағының түзілуі оңайырақ болады. Тесікке жаңа қатты қыздырылған металды енгізу нүктесінде ұқсас жағдайлар бар (жоғары температура градиенті және төмен кристалдану жылдамдығы), бұл бағаналы құрылым аймағының пайда болуын түсіндіреді.

Егер балқымадағы кристалдардың ядролануы үшін дайын орталықтар болса, онда кристалдану фронтының алдында кристалдар айтарлықтай төмен асқын суыту кезінде түзіледі [15]. Сондықтан, бағаналы кристалдар аймағы мүлдем болмауы мүмкін, ал егер балқымада дисперсті металл емес қосындылар болса немесе балқымаға балқитын металдардың қоспалары енгізілсе, бастапқы кристалданатын ұсақ кристалды түзетін болса, құймадағы түйіршік мөлшері күрт төмендейді. тұндырады. Әсіресе тиімді модификаторларға титан және цирконий қоспалары жатады [2, 15]. Күшті ультрадыбыстық көмегімен балқыманы өндеуді модификациялаумен бірге қолдану арқылы дәнді одан да күшті тазартуға қол жеткізуге болады, бұл жағдайда дән дендритті жасуша өлшеміне дейін кішірейеді.

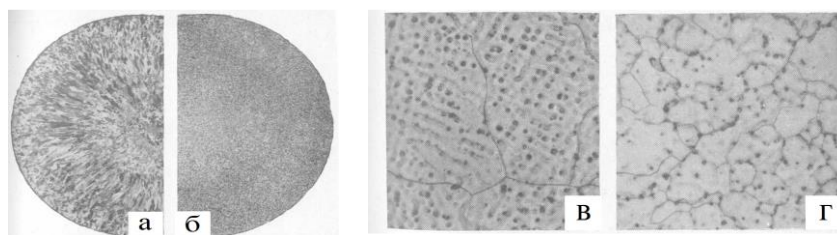
Үздіксіз құю процесіне тән салқындату жылдамдығының (102-103°C/мин) жоғары болуына байланысты құймалардың кристалдануы тепе-теңдіктен өте алыс: қатты фазадағы диффузия айтарлықтай басылады, бұл айқын дендритті (интракристаллды) ликвацияға әкеледі. , яғни химиялық құрамдағы гетерогенділікке. Қорытпаның балқу температурасын төмендететін элементтер (таралу коэффициенті  $K < 1$ , таралу коэффициенті – қатты фазадағы қоспалар концентрациясының тепе-теңдіктегі сұйықтық концентрациясына қатынасы) дендриттердің шеткі аймақтарын байытады элементтер, ал балқу температурасын ( $K > 1$ ), орталық аймақтар арттырады. Біріншісіне мыс, мырыш, магний, марганец, кремний, темір, ал екіншісіне хром, цирконий, титан жатады [16-17].

Әдебиеттерде рентгендік спектрлік талдауды қолдана отырып, мырыш пен магний тепе-теңсіз кристалдану кезінде дендритті жасушалардың шекарасын, ал хром олардың орталығын байытатыны расталды. 0,2% және 0,15% құрайтын марганец пен темір шамалы шығарылады. Ликвация құрамында (Zn + Mg + Cu) <6% болатын қорытпалардың құрылымына

шектеулі әсер етеді. Бұл қорытпалар алюминийдегі магний, мырыш және мыстың қатты ерітіндісінің аймағында орналасады, олардағы тепе-теңдіксіз фазалардың саны аз.

Al-Zn-Mg немесе Al-Mg-Si жүйелерінің қорытпаларындағы төмен балқитын эвтектикалар нақты анықталған жоқ [2]. Квазибинарлы эвтектикалық  $\alpha$  (Al) + Al<sub>2</sub>Mg<sub>3</sub>Zn<sub>3</sub> немесе Mg<sub>2</sub>Si 480 – 490°C тек Zn/Mg = 2,5 немесе Si/Mg = 2,5 дәл қатынасы бар қорытпаларда түзіледі. Көптеген қорытпаларда ең балқитын эвтектика  $\alpha$  (Al) + Al<sub>8</sub>Mg<sub>5</sub> + Al<sub>2</sub>Mg<sub>3</sub>Zn<sub>3</sub> (447 °C) немесе жиірек  $\alpha$  (Al) + Al<sub>2</sub>Mg<sub>3</sub>Zn<sub>3</sub> + MgZn<sub>2</sub> (475 °C) болып табылады. Мыс қоспалары балқу температурасын 20 – 25°C төмендетуі мүмкін, бірақ төрттік эвтектикасы үшін  $\alpha$  (Al) + Al<sub>2</sub>CuMg + Al<sub>2</sub>Mg<sub>3</sub>Zn<sub>3</sub> + MgZn<sub>2</sub> балқу температурасы үштік және квази- балқу температурасына сәйкес келетін 475 °C балқу температурасы туралы хабарланады. Mg<sub>2</sub>Si және өтпелі металдардың интерметалл қосылыстары төмен балқитын эвтектикаға кіретіні белгісіз, бірақ олар болса, балқу температурасына әсері шамалы [2].

Зерттеу авторлары жүргізген [2] шағын бірлескен және бөлек әсері олардың ауыспалы металдарды (0,4% Mn; 0,2% Zr; 0,2% Cr) Al - 4% Zn - 2% Mg қорытпасынан диаметрі 92 мм гомогенизацияланбаған құйманың құрылымына қосуы цирконийдің белсенді модификатор және дәнді қатты ұсақтайтын металл екенін растады (1-сурет). Марганец пен хром қосындылары дәннің мөлшеріне іс жүзінде әсер еткен жоқ. Өтпелі металл қоспалары жоқ қорытпа құймалары салыстырмалы түрде ірі түйіршіктерге ие (500 – 600 мкм), олардың ішінде дендритті жасушалардың саны көп (ондаған), олардың шекараларында көлемі 5 – 10 мкм дөңгелек қосындылар бар. Шамасы, бұл тепе-теңдіксіз кристалдану нәтижесінде пайда болған T фазасы. Қорытпаны көрсетілген қоспалармен (Mn, Zr және Cr) бөлек және бірігіп легирлеу жаңа фазалардың елеулі мөлшерін қалыптастыруға әкелмеді.



Сурет 1 – Гомогенизацияланбаған құймалардың құрылымы  
а, б – макроқұрылым; в, г – микроқұрылым,  $\times 200$ ; а, в – Al қорытпасы – 4% Zn – 2% Mg; б, г – Al қорытпасы – 4% Zn – 2% Mg – 0,2% Zr

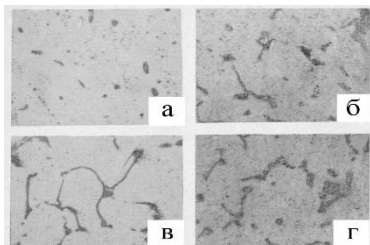
Темір және кремний қоспалары Al-Zn-Mg немесе Al-Mg-Si жүйесінің қорытпаларының фазалық құрамына әлдеқайда күшті әсер етеді. Олардың әсері [17] диаметрі 92 мм құймаларға Camesa фирмасының MS46 құрылғысында сапалы рентгендік спектрлік талдау арқылы зерттелді.



Қоспалардың ең аз мөлшерімен (0,05% Fe, 0,03% Si) гомогенизацияланбаған құйманың құрылымы үштік қорытпа құймасының құрылымынан іс жүзінде айырмашылығы жоқ: дендритті жасушалар мен аса қаныққан қатты алюминий дәндерінің шекарасында ерітіндіде 10-20 мкм өлшемді интерметалдық қосылыстардың қосындылары бар (2, а-сурет). 0,5% фторлы қышқылда оюланған соң олар қою қоңыр түске боялады. Құрамында мырыш, магний және мыс бар бұл бөлшектер, шамасы, мыс атомдары мырыш атомдарын алмастыра алатын Т фазасына жатады.

Қорытпадағы темір мөлшері 0,6%-ға дейін өскен сайын, біртекті емес құйма құрылымында жоғарыда аталған бөлшектерден басқа күрделірек пішінді тұнбалар пайда болады (2, б-сурет). Оюға дейін олар ашық түсті, ал оюдан кейін олар қоңыр реңкке ие болады. Бұл секрецияларда мыс, марганец және темір бар. Темір мөлшері 0,5%-дан жоғары болған кезде олардың көлемдік үлесі Т-фазалық бөлшектердің көлемдік үлесінен айтарлықтай асып түседі.

Қорытпадағы кремний мөлшерінің 0,7%-ға дейін артуы құйма құрылымында екі жаңа фазаның пайда болуына әкеледі (2, в-сурет). Екеуі де 0,5% фторлы қышқылда оюдан кейін қоңыр түсті, бірақ біреуі жеңілірек және шекаралары азырақ айқындалған. Оның құрамында мырыш, мыс, марганец, темір және кремний бар. Екінші фаза темірден басқа бірдей компоненттерді қамтиды. Қорытпадағы темірдің төмен мөлшерімен екінші фазаның мөлшері біріншіден айтарлықтай көп.



Сурет 2 - Біртекті емес алюминий қорытпасының құймасының фазалық құрамына темір мен кремнийдің әсері,  $\times 450$   
а – 0,05% Fe; 0,03% Si; б – 0,6% Fe; 0,03% Si; в – 0,05% Fe; 0,7% Si; г – 0,6% Fe; 0,7% Si

Құрамындағы темір мен кремнийдің бір мезгілде жоғарылауымен гомогенизацияланған құйма құрылымында да екі жаңа фаза пайда болады: бірі қара, екіншісі ашық қоңыр түсті (2, г-сурет). Біріншісі неғұрлым жинақы түрде оқшауланған және мырыш, мыс, темір және кремнийден тұрады; екіншісі көбінесе қаңқа пішінді және марганец, темір, кремний және мыс іздері бар. Оның құрамында біріншіден сәл көп.

Осылайша, алюминий қорытпасындағы темір және кремний қоспаларының мөлшерінің ГОСТ шегінде өзгеруі гомогенизацияланбаған құймалардың фазалық құрамын күрт өзгертеді.

Әдебиеттерде Al-Mg-Si немесе Al-Zn-Mg құйма құймаларын алу технологиясының олардың құрылымы мен қасиеттеріне әсері туралы ақпарат іс жүзінде жоқ. [2] 1911 жылы қорытпаның құймаларына жүргізілген зерттеу жылдамдықты 25-тен 150 мм/мин дейін және құю температурасын 750-ден 900°C-қа дейін өзгерту гомогенизацияланбаған құймалардың макро- және микроқұрылымына айтарлықтай өзгерістер әкелмейтінін көрсетті. Құйма диаметрінің 92-ден 370 мм-ге дейін ұлғаюы дән мөлшерінің 2-3 есе, ал дендритті жасушаның 3-4 есе ұлғаюына әкеледі. Үздіксіз құю кезіндегі салқындату жылдамдығы негізінен құйма диаметрімен анықталатындықтан, диаметрі үлкен құймалардағы дендритті ұяшық мөлшерінің ұлғаюы [18] алюминий қорытпалары үшін алынған теңдеумен жақсы сәйкес келеді, орташа дендриттік жасушаның диаметрі  $d$  салқындату жылдамдығына дейін:  $V_{\text{салқындату төмендегідей}}: l_{gd} = 2,58 - 0,406lg V_{\text{салқындату}}$ .

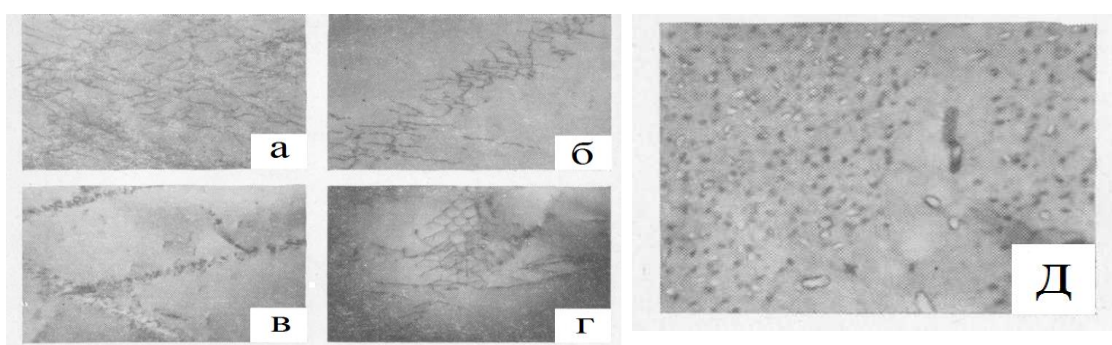
Al-Zn-Mg жүйесінің қорытпаларының құймаларында аймақтық (тікелей және кері) ликвация құбылысы өте әлсіз көрінеді. Әдетте, ликвацияның бұл түрі анықтау қателігінің шегінде болады.

Al-Zn-Mg және Al-Mg-Si жүйе қорытпаларының құймаларының жұқа құрылымы бұрын зерттелмеген. [2] жұмысында жұқа фольгалардың трансмиссиялық электронды микроскопия әдісін қолдана отырып, құймалардың жұқа құрылымының басты сипаттамалық белгілері:

1) әлсіз суық деформациядан кейінгі дислокация тығыздығымен салыстырылатын салыстырмалы жоғары дислокация тығыздығы (3, а-сурет);

2) деформация жолақтары сияқты дислокациялық шиеленістердің болуы (3, б, в-сурет); бұл плексустар әртүрлі кристаллографиялық бағытта орналасуы мүмкін;

3) электрондық микроскопта жақсы шешілетін дислокациялық желілер мен қабырғалардан құралған қисық сызықты шекаралары бар ірі ( $>10$  мкм) астыңғы түйіршіктердің болуы (3, г-сурет).



Сурет 3 – Гомогенизацияланбаған құймалардың жұқа құрылымының ерекшеліктері

а – дислокацияның жоғары тығыздығы,  $\times 20000$ ; б, в – дислокациялық кластерлер, тиісінше  $\times 25000$  және  $\times 10000$ ; г – дислокация қабырғасы,  $\times 30000$ ; е – диаметрі 370 мм,  $\times 40000$  1911 қорытпасының құймасындағы қатты ерітіндінің ыдырауы.

Дендриттік жасушаның шекарасы бірнеше астыңғы түйіршіктерге ортақ төмен бұрышты шекара болып табылады. Дендриттік жасушаның ішінде бірнеше ірі түйіршіктер болады, олардың мөлшері магналийге салыстарғанда жасушаның ортасынан шеткі жағына қарай өзгермейді. Бұл Al-Zn-Mg және Al-Mg-Si жүйесінің қорытпаларында кристалдану кезінде пайда болатын концентрациялық кернеулердің құрамында 5% Mg немесе 5% Si бар алюминий-магний қорытпаларына қарағанда айтарлықтай төмен болуымен түсіндіруге болады. , магнийдің немесе кремнийдің төмен концентрациясына байланысты, сонымен қатар магнийге қарама-қарсы алюминийдің тор параметрін өзгертетін жоғары мырыш мазмұнына байланысты.

Біртекті емес құйманың жұқа құрылымына өтпелі металдардың аздаған қосындылары, темір және кремний қоспаларының құрамының өзгеруі, құймалардың температурасы мен құю жылдамдығының өзгеруі айтарлықтай әсер етпейді [2]. Диаметрі 204 мм-ден аспайтын құймалардың салқындату жылдамдығы аса қаныққан қатты ерітіндінің ыдырау процесін толығымен басуға жеткілікті - бұл құймаларда екінші реттік тұнбалар анықталған жоқ. Диаметрі 370 мм құймаларда кейбір жерлерде құйма құйылғаннан кейін құйманы салқындату кезінде қатты ерітіндінің ыдырауынан туындаған мырыш-магний фазасының дисперсті тұнбалары байқалды (3, д-сурет).

### **1.3 Гомогенизацияның – құймалардың құрылымы мен фазалық құрамына әсері**

Жоғарыда айтылғандай, гомогенизациялау күйдіру деформацияланатын алюминий қорытпаларының құймалары үшін дендритті жасушалардың шекаралары бойынша кристалдану кезінде бөлінетін тепе-теңдіксіз эвтектикалық фазаларды еріту және қатты ерітіндінің химиялық гетерогенділігін жою үшін қолданылады [19]. Гомогенизация температурасы алюминийдегі барлық легирленген элементтердің толық еру температурасынан жоғары және тепе-теңдік эвтектикасының балқу температурасынан төмен болуы керек. Гомогенизация температурасында ұстау дендритті жасушалардың мөлшеріне және интерметалдық фазалардың эвтектикалық қосындыларына байланысты. Бұл өлшемдер кристалдану жылдамдығымен анықталады, ал соңғысы негізінен, құйма өлшемімен анықталады. Сондықтан ірі құймалардың гомогенизациясының ұзақтығы ұсақтарға қарағанда ұзағырақ болуы керек. Сонымен қатар, гомогенизация уақыты еріген фазаның құрамындағы компоненттердің алюминийдегі диффузия коэффициентіне байланысты.

Al-Zn-Mg және Al-Mg-Si жүйесінің өндірістік қорытпаларының құймаларында гомогенизация кезінде барлық деформацияланатын алюминий қорытпаларына тән процестер жүреді. Бұл, біріншіден, құрамында  $MgZn_2$ ,  $Mg_2Si$ ,  $Al_2Mg_3Zn_3$  және  $AlCuMg$  фазалық тұнбалары бар тепе-теңдіксіз эвтектиканың еруі және қатты ерітінді құрамының диффузиялық теңелуі.

Екіншіден, өтпелі металл алюминидтерінің бөлінуімен аса қаныққан алюминий қатты ерітіндісінің ыдырауы. Бірінші процестің ең маңызды сипаттамасы диффузия коэффициенті болып табылады. Мыс, магний, кремний және мырыш жеткілікті жоғары диффузиялық коэффициенттерге ие және салыстырмалы түрде төмен температурада да алюминийде тез таралуы мүмкін. Хром, темір, марганец, цирконий және басқа өтпелі металдардың диффузиялық коэффициенттері өте төмен. Сондықтан өндіріс жағдайында қолданылатын гомогенизация аталғандардан басқа барлық легирлеуші элементтердің мазмұнын теңестіре алады .

Тәжірибеде Al-Mg-Si және Al-Zn-Mg қорытпалары үшін гомогенизация 400 – 500°C температурада 3 – 24 сағат бойы жүреді [20]. Бұл температураларда алюминийдегі өтпелі элементтердің ерігіштігі, әдетте, үздіксіз құю кезіндегі құйманы тез салқындату кезінде түзілетін бұл элементтердің нақты ерігіштігінен төмен. Сондықтан гомогенизация кезінде қатты ерітінді дисперсті бөлшектердің пайда болуымен ыдырайды. Кәдімгі режимдер бойынша жарық микроскопында гомогенизациядан кейін бөлінген бөлшектердің өлшемдерін байқау мүмкін емес, тек жылтыратылған кесіндінің бөлшектері көптеу аймақтарын көруге болады. Жоғары температурада ұзақ әсер ету (550 ° C, 48 сағат немесе одан да көп) құрамында марганец бар фазалардың тұнбаларының коагуляциясына әкеледі. Олар таяқша тәрізді болады және жарық микроскопында анық көрінеді.

Al-Mg-Si және Al-Zn-Mg жүйесінің қорытпаларында алюминийдегі цирконий мен хромның қатты ерітіндісінің ыдырауы әлдеқайда баяу жүреді. Мысалы, [21] цирконий шөгінділерін 550°C температурада 48 сағат бойы жасытудан кейін жарық микроскопында байқау мүмкін болмады, тек дендритті жасушалардың орталық аймақтарының қышқылдану қабілетінің жоғарылауы тіркелді. Құрамында хром бар фазалардың бөлшектері 400 – 450 °C температурада 5 күн жасытудан кейін металлографиялық әдіспен байқалды.

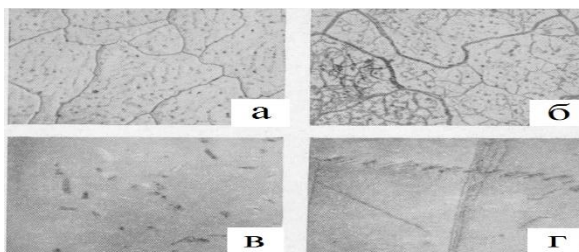
[21] жұмыс авторлары алюминийдегі өтпелі металдардың қатты ерітінділерінің ыдырау процестерін металлографиялық зерттеу нәтижелеріне сүйене отырып, ыдырау кезінде бөлінетін бөлшектердің табиғатын анықтау мүмкін емес деп есептейді. Электрондық микроскоппен зерттегенде Al - 4,8%, Zn - 1,25% Mg қорытпасының жұқа құрылымын, құрамында не 0,25% Zr, не 0,25% Cr немесе 0,40% Mn бар, оларда өлшемдері бірнеше жүзден микрометрдің бірнеше мыңдық бөлігіне дейін дейін болатын интерметалл бөлшектері табылды. Олардың құрамы гомогенизацияның температурасы мен ұзақтығына байланысты және, әдетте, өтпелі металдармен алюминийдің қос фазаларының құрамына сәйкес келмейді.

Циркониймен қорытпада 450–550°C температурада 4–24 сағат гомогенизациядан кейін, периоды 0,404 нм болатын когерентті, алюминий матрицасының куб торы бар өлшемдері 50,0 нм дейінгі Al–Zr фазасының бөлшектері табылды[4] . 600°C температурада 24 сағат бойы жасытудан кейін бұл бөлшектер жоқ, ал олардың орнына өлшемі шамамен 500,0 нм болатын Al<sub>3</sub>Zr фазасының ірі бөлшектері байқалады. Хроммен қорытпада барлық

күйдіру температураларында (465 – 600°C) х.к. бар  $Al_{18}Cr_2Mg_3$  фазасының тор периоды 1,453 нм болатын бөлшектері табылды.. Марганец қосылған қорытпада көлемі 1 мкм-ге дейінгі бөлшектер табылды.

Авторлар [2] сонымен қатар гомогенизациядан кейін 24 сағат бойы 450 және 550°C, температурада өтпелі металдардың жеке немесе аралас қосындылары бар (0,4% Mn, 0,2% Zr, 0,2 % Cr) бар Al-4 Zn-2% Mg қорытпасынан диаметрі 92 мм құймалардың құрылымын зерттеді. Үш компонентті қорытпаның гомогенизацияланған құймасының құрылымы гомогенизация температурасына және одан кейінгі салқындату жылдамдығына байланысты екені анықталды. Суда салқындағаннан кейін зерттелетін гомогенизацияның екі температурасында да құрылымы дерлік бірдей. Құйылған күймен салыстырғанда металларалық қосындылар санының күрт төмендеуі байқалады, олар толығымен дерлік еріген.

[2] авторларының пікірінше, үштік қорытпа құймасын 450°C гомогенизация температурасынан (пеште 50°C/сағ жылдамдықпен салқындату) баяу салқындатқанда, кесінділерде дендритті құрылым пайда болады. кесіндінің біркелкі емес ою арқылы (4-сурет) : дендритті жасушалардың шеткі аймақтары орталыққа қарағанда әлдеқайда күштірек оюланған (4, а-сурет). Егер құйма 550°C гомогенизациядан кейін баяу салқындатылса, онда дендритті құрылымның суреті болмайды және әрбір дәннің ішінде астық асты шекараларына ұқсас жіңішке сызықтардың анық көрінетін желісі пайда болады (4, б-сурет).



Сурет 4 – Гомогенизациядан кейін баяу салқындатылатын Al-4% Zn-2% Mg қорытпасының құймасының құрылымы

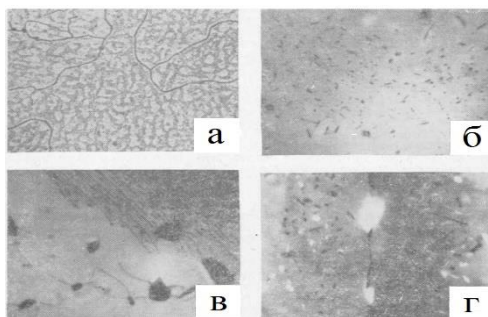
a, b -  $\times 200$ ; c -  $\times 13000$ ; g -  $\times 25\ 000$ ; a, в – гомогенизация 450°C, 24 сағат;

б г – гомогенизация 550°C, 24 сағат

[2] жұмысында электронды микроскопияны қолдана отырып, бұл екі әсердің де баяу салқындату кезінде қатты ерітіндінің ыдырауы кезінде пайда болатын мырыш-магний фазалары бөлшектерінің бөлінуімен байланысты екенін дәлелдеуге болады. Бұл бөлшектердің  $\eta$  ( $MgZn_2$ ) фазасына тән қалыңдығы бірнеше ондаған және ұзындығы бірнеше жүз нанометр, (4, в-сурет) таяқшалар пішінді (Т фазасының тұнбалары әдетте эквиаксиалды пішінге ие [22]). Бірінші жағдайда олар дендритті жасушалардың перифериясына сәйкес келетін салыстырмалы түрде тар аймақтарда

орналасады (1.4, в-сурет), ал екіншісінде олар белгілі бір сызықтар бойымен тураланады (1.4, г-сурет). Мұндай сызықтармен бөлінген аймақтар арасында ешқандай бұрыс бағдар анықталған жоқ. Бағдарсыздықтың жоқтығы тұрақты контрастпен, сызықтың екі жағында алынған электрограммаларды салыстырумен және жеке дислокациялар арқылы сызықтың еркін қиылысуымен дәлелденеді. Шамасы, бұл гомогенизацияға дейін құймада болған төмен бұрышты шекаралардың сызықтары.

Жасытудан кейінгі гомогенизация температурасы мен салқындату жылдамдығына қарамастан құрамында марганец бар қорытпалардың құймаларында дендритті гетерогенділік суретін байқалады (5, а-сурет). Электронды-оптикалық талдау гомогенизация температурасынан тез салқындатылатын құймалардағы жылтыратылған кесіндінің біркелкі емес өрнектелуі гомогенизация температурасында алюминийдің қатты ерітіндісі негізіндегі ыдырау процесі кезінде құрамында марганеці бар фазалардың бөлшектерінің бөлінуімен байланысты екенін көрсетті.



Сурет 5 – Al-4% Zn - 2% Mg - 0,4% Mn қорытпасының біртекті құймасының құрылымы

а -  $\times 200$ ; б -  $\times 4000$ ; в -  $\times 12000$ ; г -  $\times 16000$ ;

а, б, г – гомогенизация  $450^{\circ}\text{C}$ , 24 сағат;

в - бірдей,  $550^{\circ}\text{C}$ , 24 сағат; а, б, в – күйдіруден кейін суда салқындату;

г – күйдіруден кейін баяу салқындату

Қатты ерітіндінің ыдырауы, баяу салқындату кезіндегідей, дендритті жасушалардың шеткі бөлігінде жүреді. Ыдырау аймақтарының ені жіңішке кесінділердегі ойланғыштығы жоғары аймақтардың еніне сәйкес келеді. Тұнбалар әдетте пластиналар пішініне ие, олардың мөлшері ыдырау аймағының шекарасына жақындаған сайын ұлғаяды (облыс орталығындағы бірнеше ондаған нанометрден шеткері бірнеше микрометрге дейін) (5, б-сурет).  $550^{\circ}\text{C}$  гомогенизациядан кейінгі разряд мөлшері  $450^{\circ}\text{C}$ -тан айтарлықтай аз (5, в-сурет). Мұны гомогенизация температурасының жоғарылауымен және тұнбалардың коагуляциясы кезінде алюминийдегі марганецтің ерігіштігінің жоғарылауымен оңай түсіндіруге болады.

Жеке бөлшектерден алынған 40-тан астам электронды микродифракция заңдылықтарын талдау құрамында марганец бар қорытпалардың құймаларында  $450 - 550^{\circ}\text{C}$  гомогенизация температурасында бірнеше фазаның

бөлшектері бөлінетінін көрсетті. Периоды 1,265 нм болатын қарапайым текше торы бар фазаның болуы ең сенімді түрде анықталды. Бұл  $Al_{12}Mn_3Si$  үштік фазасының кристалдық торына дәл сәйкес келеді. Периоды 1,328 нм болатын қарапайым текше торы бар метатұрақты  $Al_{12}Mn$  фазасының бөлшектерінің болуы да өте ықтимал.

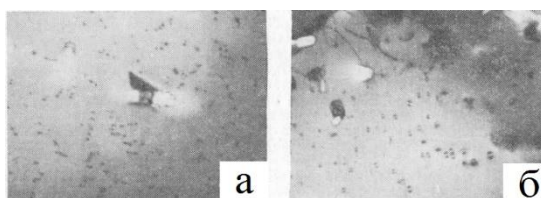
Бөлшектерден алынған дифракция үлгілерінің сериясы шифрланбаған күйінде қалды: олар зерттелген қорытпаларда мүмкін болатын белгілі фазалардың ешқайсысына сәйкес келмеді. Шамасы, бұл үлгілер құрамында марганец бар күрделі фазалардың бөлшектеріне жатады. Кез келген гомогенизация режимінде тұрақты  $Al_{16}Mn$  фазасының бөлшектері анықталмады.

450°C гомогенизациядан кейін баяу салқындатылған құрамында марганец бар қорытпалардың құймаларында марганец және магний-мырыш фазалары бөлшектерінің тұндыру аймақтары сәйкес келеді. Егер мұндай аумақтың ішінде жоғары бұрышты шекара болса, онда оның бойында ені микрометрге жуық жауын-шашынсыз аймақ пайда болады (5, г-сурет). Шамасы, бұл аймақтың болуы дендритті жасушалар мен дәндердің шекараларына жақын марганец концентрациясының жергілікті төмендеуімен байланысты, ол рентгендік спектрлік зерттеулердің нәтижелері бойынша әртүрлі жүйедегі алюминий қорытпаларының құймаларында ашылды [40].

[23]-та зерттелген құймалар дендритті жасушалардың шекаралық аймақтарында марганецпен таусылғаны анықталмады, бұл олардың кристалдану жылдамдығының жоғары болуына байланысты ені аз болуы мүмкін. Бұл жұмыста баяу салқындатылған құймаларда марганеці азайған аймақтар анық анықталды. Микро-рентгендік спектрлік талдауға сәйкес, 450°C гомогенизациядан кейін зерттелетін құймалардағы (диаметрі 92 мм) марганец те, негізгі легирлеуші элементтер де (магний және мырыш) дендритті жасушалардың көлденең қимасы бойынша біркелкі таралады. Демек, алюминий негізіндегі қатты ерітіндінің ыдырау өнімдерінің тек дендритті жасушалардың шеткі аймақтарында түзілуі не эксперименттік түрде анықталмаған марганецтің (құрамында марганец бар қорытпаларда) аздап ликвациялануанан, қоспалардан немесе гомогенизацияның бастапқы кезеңдерінде негізгі легирлеуші элементтер әлі де ликвация кезінде тұрақты ыдырау өнімдерінің түзілуімен туындауы мүмкін.

[23] авторлары, 550°C температурада гомогенизациядан және кейіннен баяу салқындаудан кейін марганецсіз қорытпалардағы тұнбалар тізбегінің пайда болу себептеріне бір мәнді түсініктеме таба алмады (5-сурет, г). Гомогенизацияның жоғары температураларында қоспалардың бөлінуі едәуір дәрежеде жойылуы мүмкін, дендритті жасушалардың шетіндегі мырыш-магний шөгінділерінің ядролануын бастау үшін қажетті қатты ерітіндінің аса қанығу деңгейіне қол жеткізілмейді. Гомогенизациядан кейін құйма баяу салқындаған кезде, бұл тұнбалар гомогенизацияның басында еріген атомдар, соның ішінде қоспа атомдары үшін раковина ретінде қызмет ететін бұрынғы төменгі бұрыштық шекараларда ядроланады.

Өз зерттеулерінің негізінде [2] авторлары цирконий мен хромы бар (бірақ марганецсіз) қорытпаларда гомогенизациядан кейін құймалардың микроқұрылымы негізінен үштік қорытпадағыдай өзгерістерге ұшырайтынын анықтады. Сонымен қатар, құрамында цирконий бар қорытпалардың құймаларында гомогенизация температурасы 450–550°C салқындату жылдамдығына қарамастан, көлемі 10–50 нм болатын дисперсті сфералық бөлшектердің жинақталуы байқалады (электрондық микроскопта). Көбінесе олар ортасында нөлдік контраст жолағы бар тән деформация контрастына байланысты анықталды (6-сурет). Мөлшері, пішіні және контрасты бойынша бұл бөлшектер марганецті фазалардың тұнбаларынан ерекшеленеді. Осыған ұқсас бөлшектер бұрын алюминийдегі цирконийдің қатты ерітіндісін қосарлы қорытпаларда, сондай-ақ Al-Zn-Mg жүйесінің жартылай фабрикаттарындағы өнеркәсіптік қорытпаларда ыдырату кезінде байқалған және олардың периоды 0,408 нм болатын қарапайым текше торы бар метатұрақты Al-Zr фазасы бөлшектері ретінде анықталған.



Сурет 6 – Гомогенизацияланған құймалардағы метатұрақты Al-Zr фазасының бөлінуі

а – гомогенизация 450°C, 24 сағат  $\times 22000$ ; б – бірдей, 5500°C, 24 сағат  $\times 20000$

Кристаллографиялық түрде бөлшектер алюминий матрицасының торымен бірдей бағытталған. Бөлшектердің торлары мен матрица арасында когеренттілік бар (контрасттың табиғаты дәлелдейді), ол 550°C температурада 24 сағаттық күйдіруден кейін де жоғалмайды. Бұл бөлшектердің жинақталуы кесінділерде жоғары қышқылды аймақтардың пайда болуына әкелмейді. Бір гомогенизация режимінде тұрақты Al<sub>3</sub>Zr фазасының бөлшектері анықталмады.

Құрамында 0,20% Cr бар қорытпада гомогенизация кезінде құрамында хром бар фазалардың бөлшектерінің бөлінуін тіркелмеген. Алюминийдегі хромның қатты ерітіндісі қолданылған гомогенизация температурасында, 450-550°C жеткілікті түрде аса қанықпаған болуы мүмкін.

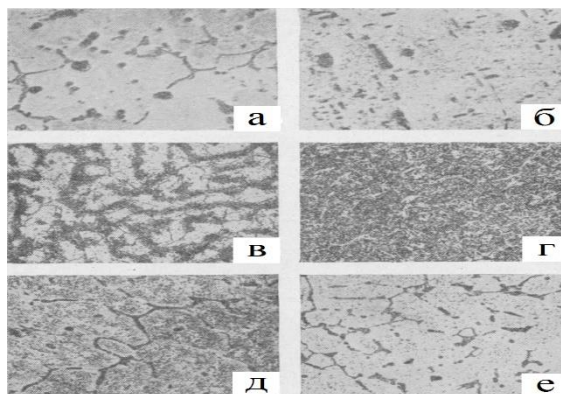
[2] жұмысында құрамындағы темір және кремний қоспаларының 1925 қорытпасынан диаметрі 92 мм гомогенизацияланған құймалардың құрылымына әсері зерттелді. Құймалар 450°C температурада 24 сағат бойы күйдіріліп, суда немесе 280°C температурада 2 сағат тоқтауы бар пеште суытылды. Өндірісте құймаларды салқындату үшін нақты жағдайларды



модельдеу үшін сатылы салқындату қолданылды. 280°C температура – бұл қорытпадағы қатты ерітіндінің ең төменгі тұрақтылық температурасы.

Барлық қорытпаларда гомогенизация кезінде (қоспалардың құрамына карамастан) құрамында мырыш, магний және мыс бар фазаның толық дерлік еруі жүреді, яғни Т-фаза. Құрамында кремнийдің ең аз мөлшері (0,03%) бар қорытпаларда одан әрі фазалық өзгерістер байқалмады: құрамында мыс, марганец және темір бар фазаның құрамы мен мөлшері өзгерген жоқ. Құрамында кремний мөлшері жоғары (әсіресе 0,3%-дан бастап) қорытпаларда гомогенизация процесінде фазалық құрамда елеулі өзгерістер орын алды.

Бұл қорытпалардың гомогенделген құймаларында екі артық фаза бар. Біріншісінің тұнбалары, өңделмеген кесінділерінде әлсіз түсті, оюдан кейін ашық қоңыр болады (7, а-сурет). Микро-рентгендік спектрлік талдауға сәйкес олардың құрамында марганец, темір және кремний бар. Темірге аз қорытпаларда бұл жауын-шашындар салыстырмалы түрде сирек кездеседі. Екінші фаза, оюға дейін де, кейін де қара түске боялған, оның құрамында тек магний мен кремний бар (7, а, б-сурет). Шамасы, бұл Mg<sub>2</sub>Si фазасы.



Сурет 7 – Темір мен кремнийдің гомогенизацияланған алюминий қорытпасының құймасының құрылымына әсері (гомогенизация 450°C, 24 сағат)

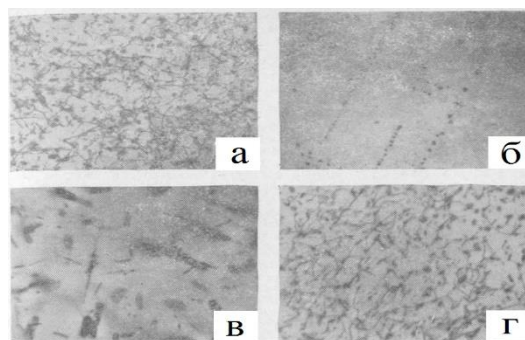
а, б – суда, күйдіруден кейін салқындату, ×300; в, г, д, е – күйдіруден кейін баяу салқындату, ×200; а – 0,6% Fe; 0,7% Si; б – 0,05% Fe; 0,7% Si; в – 0,05% Fe; 0,03% Si; г – 0,6% Fe; 0,03% Si; д – 0,05% Fe; 0,7% Si; е – 0,6% Fe; 0,7% Si

Егер қорытпада темір аз және кремний көп болса (мысалы, 0,05% Fe және 0,7% Si), онда гомогенизацияланған құймада осы фазаның екі түрі бар. Бірінші типті бөлшектердің өлшемдері ондаған микрометрге тең, олар дәндердің немесе дендритті жасушалардың шекарасында орналасқан және пішіні дұрыс емес. Шамасы, бұл бөлшектер кристалдану кезінде бөлінетін күрделі құрамның фазаларынан түзілген. Екінші түрдегі бөлшектер - қалыңдығы 0,5 және ұзындығы 10 - 15 мкм болатын өзекшелер немесе жұқа пластиналар болады. Олар дәндердің ішінде орналасады және бір немесе екі (көбінесе өзара перпендикуляр) бағытта басым бағытқа ие (7, б-сурет). Бір

дәннен екіншісіне ауысқанда бөлшектердің бағыты өзгереді. Сірә, бұл бөлшектер гомогенизация кезінде қатты ерітіндіден бөлінген.

Осылайша, гомогенизация процесі кезінде тепе-теңдіксіз кристалдану нәтижесінде түзілген фазалардың толық дерлік еруі темір және кремний қоспаларының жүзден бір пайызын құрайтын қорытпада ғана байқалады. Қоспаның мөлшері 0,5%-дан жоғары (әрқайсысында) қорытпаларда гомогенизациядан кейін металаралық тұнбаның мөлшері іс жүзінде азаймайды, дегенмен құрамында кремний бар күрделі құрамның фазалары олардың құрамын түбегейлі өзгертуі мүмкін, бұл олардың тепе-теңсіздігін көрсетеді. Олар тек магний мен кремнийден тұратын фазаға айналады. Сірә, бұл  $Mg_2Si$  фазасы, алынған нәтижелерге қарағанда, құрамында 0,3% Si бар Al-Zn-Mg жүйесінің қорытпалары үшін тұрақты.

Кристалдану кезінде түзілетін ірі интерметалдардың мөлшері мен құрамын өзгертуден басқа, темір және кремний қоспалары гомогенизация температурасынан жылдам және баяу салқындағаннан кейін де гомогенизацияланған құймалардың кесінділерінің біркелкі емес қышқылдылық үлгісін айтарлықтай өзгертеді. Жоғарыда көрсетілгендей, бұл сурет гомогенизация температурасында аса қаныққан қатты ерітіндіден құрамында марганец бар фазалардың бөлшектерін бөлумен және гомогенизациядан кейін құйманы баяу салқындату кезінде магний-мырыш фазаларымен байланысты.



Сурет 8 – 1925 қорытпасының гомогенизацияланған құймасының жұқа құрылымына темір мен кремнийдің әсері (гомогенизация 450°C, 24 сағат)

а, в, г -  $\times 10000$ ; б -  $\times 30\ 000$ ; а, г - 0,6% Fe; 0,7% Si; б - 0,6% Fe; 0,03% Si; в - 0,05% Fe; 0,7% Si; а, б - суда күйдіруден кейін салқындату; в, г - күйдіруден кейін баяу салқындату

Қоспалардың ең аз мөлшерімен (0,05% Fe және 0,03% Si) дендритті құрылымның кескіні – таза алюминий (А99) күйінде дайындалған Al-4% Zn-2% Mg-0,4% Mn үлгі қорытпасындағыдай кесінділерде байқалады [2]. Гомогенизациядан кейін құйманың салқындату жылдамдығына қарамастан қорытпадағы темір немесе кремний мөлшері жоғарылаған сайын кесіндінің қышқылдануы біркелкі болады (7, г, е, ф-сурет). Темірдің де, кремнийдің де

құрамының бір мезгілде жоғарылауымен, дендрит осьтерінің қышқылдылығының жоғарылауы есебінен басында қышқылдық теңестіріледі, ал қоспалар концентрациясының одан әрі жоғарылауымен (0,6 Si және 0,7% Fe), керісінше, – аралық кеңістіктердің кішірейуімен оюлану теңеседі (жалпы оюлану айтарлықтай әлсірейді, 7-сурет, е).

Гомогендеу температурасынан шыңдалған құймалардың құрылымын электрондық микроскопиялық зерттеу [2] - қорытпадағы темір мен кремний мөлшерінің жоғарылауы гомогенизация температурасында алюминий негізіндегі аса қаныққан қатты ерітіндінің біркелкі ыдырауына әкелетінін көрсетті. Құрамында марганец бар фазалардың бөлшектері қатты ерітіндіден тек дендритті жасушалардың шекаралары аймағында ғана емес (қоспасы аз қорытпаларда болғандай), сонымен қатар орталық аймақтарда да шығарылады. Нәтижесінде бөлшектердің жалпы саны айтарлықтай артады.

Қоспалардың максималды жиынтық құрамында марганеці бар фазалардың тұнбаларының айқын ұсақталуы байқалады, олардың пішіні біркелкіренділе түседі (8-сурет, а). Бұл, шамасы, кесіндінің оюлану дәрежесінің төмендеуін түсіндіреді. Қорытпадағы қоспалар құрамының өзгеруі метастабилді цирконий фазасының бөлшектерінің бөлінуіне де әсер етеді: құрамында темір немесе кремний (>0,5%) жоғары қорытпаларда, бұл бөлшектердің тізбектерге сәйкес келуі немесе таяқшалардың түзілуі – матрицаның <100> бағыттарында байқалды (8, б-сурет). Шамасы, бұл текше торы бар метатұрақты тұнбалардың таяқша пішінді тетрагональды торлы тұрақты Al<sub>3</sub>Zr фазасының тұнбаларына айналуының аралық кезеңі.

Гомогендеу температурасынан құйманы баяу салқындату кезінде пайда болатын алюминий қатты ерітіндісінің ыдырауы қорытпадағы қоспаның құрамына да байланысты [20]. Мұндай салқындату кезінде темір немесе кремний құрамының жоғарылауымен ыдырау өнімдерінің кристаллиттер көлемі бойынша таралуы біркелкілендіріледі.

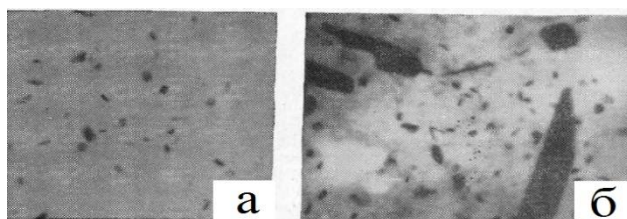
Магний-мырыш бөлшектерінің бөлінуіне кремний қоспалары көбірек әсер етеді: құрамында кремнийі жоғары (>0,3%) қорытпаларда матрицаның <100> бағыттарына бағытталған бөлшектер жиі байқалды (8, б-сурет); олардың электрохимиялық мінез-құлқы өзгереді - олар бұрынғыдай электрополировка кезінде өрнектелмейді, бірақ бәрі фольгада қалады. Әлбетте, бұл бөлшектер магний-мырыш фазасына емес, Mg<sub>2</sub>Si фазасына жатады.

Қорытпадағы қоспалардың максималды мөлшері кезінде магний-мырыш фазасының бөлшектерінің күрт ұсақталуы байқалады (8-сурет, г), олардың максималды мөлшері 300 нм-ден асады. Шамасы, бұл осы қорытпада ерекше дисперсті болып табылатын марганеці бар фазалардың бөлшектерінің қатты ерітіндісінің ыдырауына инициаторлық әсер етумен байланысты.

Басқа жүйелердің алюминий қорытпалары үшін гомогенизациядан кейінгі құймалардың салқындату жылдамдығы жартылай фабрикаттардың қасиеттеріне айтарлықтай әсер ететіні белгілі. Мысалы, [24] жұмыс барысында D16 қорытпасынан экструдталған өзекшелердің қайта

кристалданбаған құрылымының термиялық тұрақтылығы гомогенизация температурасынан құйманың баяу салқындауы процесінде мыс пен магнийдің алюминийдегі қатты ерітіндісінің ыдырауы кезінде түзілетін ірі бөлшектердің әсерінен айтарлықтай төмендейтіні көрсетілген..

[25] жұмысында гомогенизациядан кейінгі құйманың салқындату жылдамдығының престоу басталғанға дейінгі құрылымына әсері зерттелді. Зерттеу үшін диаметрі 134 мм болатын 1925 құйма құймаларын қолдандық. Құймалар 24 сағат бойы 450 °С температурада гомогенизацияланды және суда, ауада, асбестте, пеште салқындатылды және 280 ° С температурада 2 сағат бойы тоқтатылды. Осыдан кейін құймалар индукциялық пеште престоу температурасына дейін (350 - 400 °С) қыздырылды және суда сөндірілді. Гомогенизация температурасынан құймалардың салқындату жылдамдығының өзгеруі алюминийдегі мырыш пен магнийдің қатты ерітіндісінің ыдырау процесінің қарқындылығының әртүрлі дәрежесімен байланысты олардың құрылымында елеулі өзгерістерді тудырады: суда салқындату кезінде ыдырауды толық суда басудан (9, а-сурет) құйманы сатылы (тоқтата отырып) салқындату кезінде мырыш-магний фазасының едәуір ірі бөлшектерінің (өлшемі кемінде 5 мкм) көп мөлшерін қалыптастыруға дейін (9, б-сурет) өзгерістер болады. Кейіннен құймаларды 380 – 400°С дейін қыздырған кезде мырыш-магний фазасының бөлшектері тез ериді. Осылайша, ең ірі бөлшектердің еруі (9, б-сурет) және құрылымның гомогенизация температурасымен бірдей болуы үшін 400 ° С температурада он минуттық экспозиция жеткілікті (сурет 9, а). 350°С температураға дейін қыздыру баяу салқындатылған құймадағы мырыш-магний тұнбаларының тек ішінара(аралас) еруін тудырады. Гомогенизациядан кейін қатайтылған құймада, кейіннен 350°С-қа дейін қыздырғанда, 15 минуттан кейін мырыш-магний фазасының бөлшектерінің пайда болуы байқалады, ал 30 минут қыздырғанда кейін гомогенизациядан кейін әртүрлі салқындату жылдамдығымен байланысты құймалардың құрылымындағы айырмашылықтар айтарлықтай байқалмайды.



Сурет 9 – 1925 қорытпасының құймасының жұқа құрылымы (гомогенизация 450°С, 24 сағат), ×12000  
а – күйдіруден кейін суда салқындату; б – күйдіруден кейін баяу салқындату

Жоғарыда келтірілген нәтижелер және әдебиет деректерін талдау Al-Zn-Mg және Al-Mg- Si қорытпаларынан диаметрі 400 мм-ге дейінгі үздіксіз

құйма – құймаларды құюдан бастап, оларды ыстық деформацияға дейін құймаларда болатын құрылымдық және фазалық өзгерістердің жалпы көрінісін беруге мүмкіндік береді.

Үздіксіз құю кезінде кристалданудың және одан кейінгі салқындаудың жоғары жылдамдығына байланысты гомогенизацияланбаған құйма тепе-теңдік күйден өте алыс болады. Гомогенизацияланбаған құйманың негізгі фазалық компоненттері: құрамында мырыш, магний, мыс, өтпелі металдар мен қоспалар бар алюминий негізіндегі көп компонентті аса қаныққан қатты ерітінді; мырыш-магний фазаларының (олардың құрамында мыс да бар) және күрделі құрамдағы фазалардың (құрамында негізгі және кіші легирленген элементтер мен қоспалар бар) тепе-теңдіксіз тұнбаға түсуі. Дендриттік ликвацияға байланысты аса қаныққан қатты ерітінді өзгермелі құрамға ие: дендритті жасушалардың шекаралары мырышпен, магниймен және марганецпен байытылған. Марганецтің бөлінуі аз және қорытпадағы мөлшері 0,35% болса микро-рентгендік спектрлік талдауда анықталмайды.

Кристалдану температурасынан диаметрі 200 мм-ге дейінгі құймалардың салқындату жылдамдығы аса қаныққан қатты ерітіндінің ыдырауын толығымен басуға жеткілікті. Диаметрі 370 мм құйманы салқындатқанда, кейбір жерлерде мырыш-магний фазаларының ұсақ (20-30 нм) бөлшектері бөлінеді (шамасы, мырыш пен магнийге ең байытылған); қатты ерітіндіден өтпелі металдар; дегенмен олар ерекшеленбейді. Тепе-теңдіксіз кристалдану кезінде пайда болған фаза бөлшектері дендритті жасушалардың шекарасында орналасады және құйма диаметріне байланысты өлшемдері бірнеше микрометрден бірнеше ондаған микрометрге дейін болады. Бұл бөлшектердің саны мен құрамы қорытпадағы темір және кремний қоспаларының мөлшерімен тығыз байланысты.

Құймадағы гомогенизация кезінде тепе-теңдіксіз фазалар ериді, қатты ерітіндінің құрамы теңестіріледі, одан өтпелі металл алюминидтері бөлінеді. Көпкомпонентті фазалар, әдетте, гомогенизация кезінде ерімейді, бірақ олардың құрамын өзгерте алады. Алюминий негізіндегі аса қаныққан қатты ерітіндінің ыдырауы кезінде құрамында марганец және цирконий бар фазалар бөлінеді. Бұл процеске қорытпадағы темір және кремний қоспаларының мөлшері әсер етеді. Егер бұл қоспалар пайыздың жүзден бір бөлігін құраса, онда  $Al_{12}Mn_3Si$  фазасының бөлшектері, мүмкін  $Al_{12}Mn$  фазасы және кем дегенде тағы бір белгісіз фаза бөлінеді. Бөліну процесі жылдам: 400°C температурада 30–50 нм өлшемді бөлшектер 0,5 сағат ішінде пайда болады. 450°C температурада 24 сағат бойы стандартты гомогенизациядан кейін олар ондаған-жүздеген нанометрге дейінгі (ұзындығы) өлшемді пластиналар пішінін алады. Бөліну дендритті жасушаның шеткі бөлігінде ғана жүреді, бұл жіңішке кесіндінің біркелкі емес қышқылдығын анықтайды. Құрамындағы қоспалардың жоғарылауымен бөлшектер орталық аймақтарда да шығарылады, демек, бөлшектердің саны артады, ал кесіндінің ою біркелкі болады.

Қатты ерітіндіден цирконийдің бөлінуі баяуырақ: өлшемі 10 – 20 нм болатын метатұрақты Al – Zr фазасының алғашқы бөлшектері 460°C

температурада 6 сағаттан кейін ғана тіркелді. Олардың дөңгелек пішіні бар және ортадағы нөлдік жолақпен ерекшеленетін серпімді кернеу өрістерімен қоршалған. Бұл матрицаға бөлшектердің когеренттілігін көрсетеді, ол 550°C температурада 24 сағат жасырудан кейін де сақталады. Құрамында қоспалары жоғары қорытпаларда Al – Zr фазасының бөлшектері тізбектерде орналасады немесе матрицаның <100> бағыттарында таяқшалар түзеді.

Al<sub>6</sub>Mn және Al<sub>3</sub>Zr тұрақты фазалары қалыпты гомогенизация жағдайында бөлінбейді. Өндіріс жағдайына тән гомогенизациядан кейін құйманы баяу салқындату процесінде мырыш-магний фазаларының ірі бөлшектерінің түзілуімен қатты ерітіндіден мырыш пен магний бөлінеді. Олар әдетте таяқша тәрізді, олардың өлшемдері салқындату жылдамдығына байланысты және бірнеше микрометрге жетуі мүмкін. Бөлшектер 280°C температурада ең жылдам қалыптаса бастайды: бұл температурада 2 сағатта олар 5 мкм немесе одан да көп өседі.

Таза алюминийден жасалған қорытпаларда (A99) мырыш-магний фазаларының бөлшектері марганец фазаларының бөлшектері сияқты біркелкі емес (яғни дендритті жасушалардың шетінде) астық көлемінде орналасқан. Темір және кремний қоспаларының (бөлек және бірге) мөлшерінің жоғарылауы бөлшектердің біркелкі таралуына әкеледі. Құрамында кремний мөлшері жоғары (>0,3%) қорытпаларда басқа фаза бөлшектерінің, мүмкін Mg<sub>2</sub>Si тұнбаға түсуі байқалады. Олар әдетте матрицаның <100> бағыттары бойынша бағытталған.

Al-Zn-Mg немесе Al-Mg-Si жүйесінің қорытпалары 400 – 450°C температурада престеледі. Құйманы осы температураға дейін қыздыру гомогенизациядан кейін құйманы баяу салқындату кезінде бөлінетін мырыш-магний фазаларының ең ірі бөлшектерінің де тез еруіне (10 минут ішінде) әкеледі. Егер престеу кезінде 350°C төмен температураға дейін қыздырса, онда ірі мырыш-магний бөлшектері толығымен ерімейді.

#### **1.4 Деформацияның алюминий қорытпаларының қайта кристалдануына және полигонизациясына әсері**

Фридляндер И.Н., Добаткин В.И., Вайнблат Ю.М., Ливанов В.А., Квасов Ф.И., Елагин В.И. іргелі зерттеулері және басқа ғалымдар алюминий қорытпаларын термомеханикалық өңдеудің ғылыми негізі болды.

Құрылымы, демек, қасиеттері химиялық құрамға және престеу жағдайларына, сондай-ақ кейінгі термиялық өңдеу түріне байланысты екені белгілі. Көрсетілген қасиеттерді қамтамасыз ету және өнімнің өзіндік құнын төмендету тұрғысынан процестің температурасы мен жылдамдығын реттеу арқылы құрылымды бақылау үлкен қызығушылық тудырады. Қысыммен өңдеудің температуралық-жылдамдық режимдері мен алынған құрылым арасындағы байланыс Ю.М.Вайнблаттың жетекшілігімен VILS мамандары

әзірлеген құрылымдық күй диаграммаларында (СКД) көрсетілген. [50, 52 – 60].

Алюминий мен оның қорытпаларының ыстық деформациясы кезінде жұмсартудың негізгі механизмі деформацияның қатаю мөлшерін шектейтін динамикалық қалпына келтіру болып табылады [20]. Бірақ белгілі бір жағдайларда деформация процесі кезінде динамикалық қайта кристалданудың дамуы үшін жеткілікті болып шығады, оның белгісі дән шекараларының байқалатын миграциясы болып табылады. Бірақ алюминийдегі динамикалық қайта кристалдану баяу дамидықтан, деформация аяқталғаннан кейін жаңа дәндерде дамыған субқұрылым байқалады.

Температура мен деформация жылдамдығы жеткілікті жоғары болса, оны тоқтатқаннан кейін қорытпа қосымша қыздырусыз қайта кристалдануға қабілетті [36]. Бұл жағдайда «стихиялық қайта кристалдану» термині қолданылады. Өздігінен қайта кристалдану өте ұсақ түйіршіктерді түзеді. Жоғары салқындату жылдамдығында, өздігінен қайта кристалдануға уақыт болмаған кезде, металл кейінгі жоғары қыздыру кезінде статикалық қайта кристалдану мүмкіндігін сақтайды. Өздігінен қайта кристалдануды статикалық қайта кристалданудан ерекше процесс ретінде оқшаулау екі себеп бойынша орынды [20]:

1) бұл процестердің кинетикасы температураға әртүрлі тәуелді;

2) бірқатар зерттеулер бастапқы сатысында өздігінен қайта кристалданудың аномальді жоғары жылдамдығын анықтады.

АК 4-1 (мас. 1,94% Cu, 1,69Mg; 1,04Fe; 0,88Ni; 0,03Ti) алюминий қорытпасында жүргізілген зерттеулер [28] температура мен деформация жылдамдығының жоғарылауымен өздігінен қайта кристалдану дәрежесі жоғарылайтынын көрсетті.

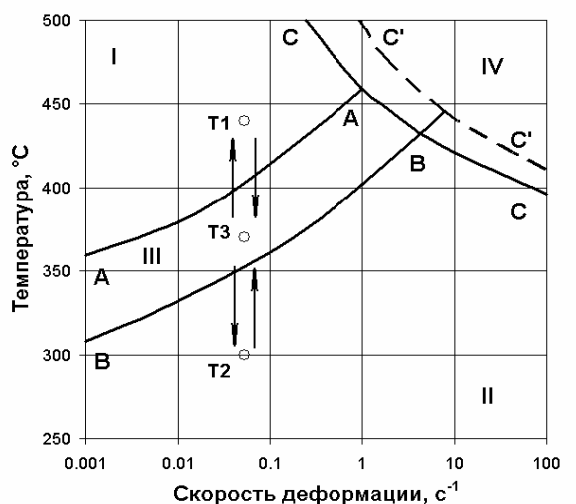
Зерттеу нәтижелері бойынша практикалық тұрғыдан бірқатар маңызды тұжырымдар жасалды [28]:

- қайта кристалдану жылдамдығын арттыратын барлық факторлар дәттің тазартылуына әкеледі. Бұл аномальды түрде кіші түйір өлшемі өздігінен қайта кристалданудың аномальды жоғары жылдамдығын көрсетеді дегенді білдіреді. Үлгіні салқындату кезеңінде өте қысқа мерзімде аяқталды деп айтуға болады.

- қайта кристалданған дәттің кинетикасы мен өлшемі жинақталған энергия мөлшерімен анықталады.

Вайнблат Ю.М шығармалары негізінде. жұмыстарда [32 – 34] құрылымдық күйлердің диаграммалары мен компьютерлік модельдеу нәтижелері негізінде алюминий қорытпаларынан престелген жартылай фабрикаттардағы құрылымдық күйді болжау әдістемесі әзірленді.

Зерттеу жұмысы белгілі ДСЖ (10-сурет), Ю.М. Вайнблат еңбектерінде [32 – 34], бірінші кезеңде олар осы диаграммаларды престеу процесіне қолдану ерекшеліктері тұрғысынан DSS бағалау мәселесін шешті.



Сурет 10 – D16 қорытпасының құрылымдық күйлерінің диаграммасы  
 I – полигонизацияланған, II – статикалық қайта кристалданған, III – аралас,  
 IV – өздігінен – қайта кристалданады

Диаграммаларды құрастырған Ю.М. Вайнблат деформация жылдамдығы ( $\xi$ ):  $5,5 \times 10^{-3}$ ,  $6,7 \times 10^{-2}$ ,  $0,4 \times 10^{-1}$ ,  $1,7 \times 10^2$   $\text{с}^{-1}$  және термиялық өңдеуден кейінгі құрылымдық күй түрлерін көрсету [26]. [32 – 34] авторлары жинақталған деформациялық энергияның критерийі ретінде Зиннер-Холомон параметрін  $Z$  пайдаланды:

$$Z = \xi \exp\left(\frac{\Delta H}{RT}\right), \quad (1)$$

где:  $\xi$  – деформация жылдамдығы,  $\text{с}^{-1}$ ;

$\Delta H$  – пластикалық деформацияның белсендіру энергиясы, Дж/моль;

$R$  – универсал газ тұрақтысы, Дж/моль/°К;

$T$  – температура, °К.

Жоғарыда аталған жұмыстардың авторларының пікірінше, деформация жылдамдығының ( $H$ ) интенсивтік мәні әмбебап болып табылады, өйткені ол  $\xi$ -тен айырмашылығы барлық бағыттағы деформация жылдамдығын сипаттайды. Олардың пікірінше, деформация жылдамдығының қарқындылығын деформация аймағының жергілікті аймағындағы деформация жағдайларын сипаттау үшін әртүрлі технологиялық процестерге де қолдануға болады, бұл  $\xi$  қолданғанда мүмкін емес.

[32 – 34] авторлары зерттелетін металл қысыммен қалыптау процесінің (МКӨ) және ДСС (дислокациялық субструктура) деформация режимдерін үйлестіруді талданатын процесте деформация жылдамдығының қарқындылығының алынған мәндерін бөлу арқылы жүзеге асыруға болады деп есептейді, өйткені Цилиндрлік үлгілерді бұзу кезінде сығылмайтын орта үшін  $H$  мына өрнекпен сипатталады:

$$H \approx \sqrt{3}\xi. \quad (2)$$



ДСС құрылу кезінде  $1,7 \times 10^2 \text{ с}^{-1}$  жылдамдықпен бұзу құралдың сызықтық жылдамдығының қатаң емес сипаттамасы бар балғамен жүргізілгендіктен, бұл деформация жылдамдығының мәндері жоғары жылдамдық диапазонында деформация жағдайларын анықтауда қатеге әкеп соғуы мүмкін бұзылу процесі кезінде айтарлықтай өзгеруі мүмкін. Жұмыстар [32 – 34] деформация жылдамдығы  $0,4 \text{ с}^{-1}$  асатын DSS аймақтары мүмкін болатын құрылымдық күйлердің аймақтарының шекаралық сызықтарының орналасуына әсер етуі мүмкін эксперименттермен толық қамтылмаған деп есептейді. IV өздігінен қайта кристалдану аймағы туралы ДСС деректері изотермиялық қайта кристалдану процесіне жатады. Олардың пікірінше, нақты жағдайда деформация аяқталғаннан кейін метал бірқатар факторларға байланысты жылдамдықпен салқындайды. Толық қайта кристалдану уақыты температура төмендеген сайын тез артады (температура  $50^\circ\text{C}$  төмендегенде 10 - 15 есе). Сондықтан толық дерлік қайта кристалдану әрқашан мүмкін емес.

[32 – 34]-те тұндырылған үлгінің қарқынды деформациясы аймағындағы нүктелер үшін модельдеу нәтижелері бойынша көлденең қима бойынша температураның, деформация дәрежесінің және жылдамдығының өзгеруі бағаланды. Бұл нүктелердегі жинақталған деформацияның ауытқуы шамамен 12%, ал деформация жылдамдығының қарқындылығы 11% құрайды, бұл 10-суретті ескере отырып, мардымсыз, өйткені ДСС-тегі деформация жылдамдығының қадамы – дайындаманың көлденең қимасы бойындағы тербелістерден әлдеқайда көп.

Жұмыстың авторлары алдын ала термиялық өңдеудің температура-уақыт аралықтарына байланысты қатты ерітіндінің ыдырау дәрежесі әртүрлі болуы мүмкін және жұмсарту процестерінің барысына айтарлықтай әсер етеді деп санайды. Атап айтқанда, қатты ерітіндінің қарқынды ыдырауымен құймаларды гомогенизациялау тіпті ыстық деформация аймағындағы қысымды төмендетеді және диаграммаларда ескерілмеген «ірі-кристалды шеңбердің» пайда болуына әкеледі. Демек, [32 – 34] авторларының пікірінше, МҚӨ әрбір нақты түрі үшін, атап айтқанда, пресстеуде, ДСС аймақтарын нақтылау қажет.

## **1.5 Престелген бұйымдардың құрылымына алдын ала деформацияның әсері**

Қажетті қасиеттері бар құрылымды қалыптастыру тәжірибесінде маңызды орынды алдын ала деформация алады. Осылайша деформацияланатын алюминий қорытпаларының құймаларын пресстеу немесе пресс-контейнердегі құймаларды толтыру алдында алдын ала соғу механикалық қасиеттердің айтарлықтай өзгеруіне әкеледі. Құйманы соғу нәтижесінде құйманың бастапқы құрылымының ірі құйылған түйіршіктері ұсақ түйіршікті құрылымға айналады. Сондықтан пресстеу кезінде жартылай

фабрикаттарда ұсақ түйіршікті құрылым түзіліп, алынған өнімнің сапасын жақсартады.

Шыңдау (қатайту) температурасы жоғары АК4-1 және 1201 қорытпалары үшін престелген жартылай фабрикаттардың құрылымы полигонизацияланады немесе бастапқыда қайта кристалданады және соғылған құйманы пайдаланған жағдайда дәндер шағын өлшемдерге дейін ұсақталады. Баспақталған құймадан жасалған престелген жартылай фабрикаттардың артықшылығы, ең алдымен, материалдың пластикалық сипаттамаларының жоғарылауында барлық қорытпалар үшін көлденең бағытта, ал АК4-1 және D16 қорытпалары үшін соққыға төзімділіктің жоғарылауында кез келген кесу бағытында көрінеді..

Жоғарыда аталған қорытпаларды зерттеу мынаны көрсетті:

- престелген жартылай фабрикаттарды өндіру үшін соғылған құймаларды пайдалану олардың дәндік құрылымының өзгеруіне әкеледі және қорытпа көлемінде артық фазалардың біркелкі таралуына ықпал етеді;

- құрылымдағы байқалатын өзгерістер алюминий қорытпаларынан престелген жартылай фабрикаттардың пластикалық және әсер ету сипаттамаларының жоғарылауын тудырады, әсіресе көлденең бағытта сыналғанда;

- АК4-1 қорытпасынан жасалған шыбықтардағы артық фазалар қосындыларының орташа мөлшері мен дән өлшемі соғылған құйманы қолдану нәтижесінде ұлғаюы престелген жартылай фабрикаттың төзімділік шегінің айтарлықтай төмендеуіне әкеледі; ал D16 қорытпасынан жартылай фабрикаттар құрылымының осы параметрлердің төмендеуі төзімділік шегін арттырады.

Артық фазалардың (АФ) мөлшерін азайту жартылай фабрикаттардың қасиеттеріне жақсы әсер етеді. Алдын ала пластикалық деформациядан басқа, құйманың алдын ала деформациялануынан кейін қарқындылығы айтарлықтай жоғарылайтын қосымша гомогенизация арқылы ұқсас әсерге қол жеткізуге болады [65]. Аралық термомеханикалық өңдеудің негізін олардың арасында гомогенизациялау бар ыстық деформация операциялары құрайды.

Мұндай өңдеудің әрбір кезеңінің (алдын ала гомогенизация, деформация, аралық күйдіру) артық фазалардың еру кинетикасына қосқан үлесі [27] сандық түрде бағаланды. Жұмыстың мақсаты D16 қорытпасындағы артық фазалардың (ЭП) еруінің толықтығына деформация және гомогенизациялау жасыту әсерін зерттеу болды.

Құйылған дайындамаларды гомогенизациялау процесінде АФ еру дәрежесін есептеу үшін 490°C температурда күйдіріп, уақыт 30 минуттан 100 сағатқа дейін өзгертіп отырды.

[27] келтірілген суреттен гомогенизацияның стандартты уақытында (6-8 сағат) осы диаметрдегі құймалар үшін артық фазаның мөлшері (Q) айтарлықтай төмендейтіні анық (8,5-тен 3,5%-ға дейін). Экспозиция уақытын 100 сағатқа дейін ұлғайту Q мәнін шамамен 1,5%-ға дейін төмендетеді.

Деформацияның АФ еріту процесіне әсерін зерттеу үшін өлшемі  $50 \times 100 \times 30$  мм құймадан кесілген дайындамалар  $300 - 450$  °С температурада, деформацияның 10-нан 50%-ға дейін диапазонында бір өтуде прокатқа ұшырады. [27]. Деформацияның басы мен соңы арасындағы температура айырмашылығы  $10$ °С аспады.

[27] берілген суреттен біз көрсетілген өңдеу режимдерінде Q айтарлықтай төмендейтінін, ал  $\Delta Q$  температура мен деформация дәрежесіне қатты тәуелді екенін көреміз. Q мәнін толығымен  $300 - 490$ °С деформация кезінде болатын диффузия процесіне жатқызу керек. Секундтың жүзден бір бөлігінде эвтектикалық тұнбалардың көлемдік үлесі 10–50% деформация кезінде 2–4% төмендейді. Статикалық жағдайда бұл процесс 0,5–6 сағатты алады, дегенмен деформация температурасы гомогенизация температурасынан айтарлықтай төмен.

[27] авторлары кейіннен деформациядан кейін дайындамаларды гомогенизация температурасында 0,5 – 12 сағат бойы күйдірді. Осы зерттеудің нәтижелері көрсеткендей, АФ ең қарқынды еруі 3 сағат ішінде жүреді. Құйманың алдын ала деформациясы АФ-ның еру процесін ондаған есе тездетеді. Сондай-ақ, деформация мен күйдірудің бірнеше рет қайталануы АФ көлемдік үлесін өзгертпейтінін атап өткен жөн. Осы себепті бірінші циклден кейін алынған Q мәнін ( $300 - 450$ °С температурада 30% деформация +  $490$ °С күйдіру, 3 сағат) тепе-теңдікке жақын деп алуға болады. Сондықтан АФ көлемдік үлесін азайту мақсатында аралық термомеханикалық өңдеудің стандартты қысыммен өңдеуден және термиялық өңдеуден артықшылығы жоқ.

Бұл температураларда АФ еруін келесі түрде көрсетуге болады. Тепе-теңдіксіз кристалдану жағдайларына байланысты қорытпаның құрамында тепе-тең емес эвтектиканың көп мөлшері бар, бұл өз кезегінде қатты ерітіндінің оның тепе-теңдік концентрациясына қатысты легирлеуші компоненттермен, оның ішінде  $300 - 380$  °С температурада үйлесімін білдіреді. Сондықтан осы температурада АФ еріту процесі мүмкін болады. Деформация сәтінде диффузия коэффициенті бірнеше реттік дәрежеге артады және АФ еру уақыты жоғарылаған диффузия коэффициентіне пропорционалды түрде азаяды.

Деформация кезінде АФ көлемдік үлесінің төмендеуінен басқа, соңғысының оң әсері кейінгі күйдіру кезінде ерудің жеделдеуінен көрінеді [27]. Деформациядан кейінгі күйдіру кезінде АФ еру жылдамдығы құймадағы ұқсас процесспен салыстырғанда айтарлықтай артады. Бұл құбылыс тепе-теңдіксіз бос орындар концентрациясының жоғарылауымен, дислокациялармен және деформация кезінде бөлшектердің фрагментациялануынан фазааралық беттердің ұлғаюымен, сондай-ақ жолақ қалыңдығы бойынша бөлшектердің конвергенциясы салдарынан диффузиялық жолдардың азаюымен түсіндіріледі.

Деформацияланатын алюминий қорытпаларын зерттеу бойынша тәжірибелік жұмыстардың үлкен көлеміне қарамастан, көп жағдайда көп нәрсе

түсініксіз болып қалады. Ең маңызды мәселелердің бірі өндіріс талаптарын жақсы қанағаттандыратын механикалық қасиеттерді алу үшін оңтайлы деформацияларды таңдауға қатысты. Осыған байланысты жұмыс нәтижелері [36] қызығушылық тудырады.

Ол жергілікті деформациялар мен механикалық қасиеттерді анықтауға негізделген өндіріс жағдайында жүзеге асырылатын ашық соғудың оңтайлы схемаларын табу үшін алдын ала зерттеулерден алынған мәліметтерді ұсынады.

Алынған мәліметтер жергілікті деформациялар мен механикалық қасиеттердің таралуын кейінгі зерттеу үшін дайындамаларды анықтауға мүмкіндік берді. Жұмыс жартылай үздіксіз әдіспен құйылған және ағымдағы сериялық режимдер бойынша гомогенизацияланған AlMg6 құймаларында жүргізілді.

Алынған мәліметтерді талдау күйдіру процесі кезінде сыртқы және ішкі күштердің әсерінен дайындамаларда, биіктігінің диаметріне қатынасы ( $H/D = 2 - 3$ ) біркелкі емес деформация пайда болатынын көрсетті. Ең аз жергілікті деформациялар жабысу аймақтарында болады, ал максимум дайындаманың орталықтарында болады. Деформация мәндеріндегі ең үлкен айырмашылық симметрия осьтерінде байқалады. Дайындама осінен бүйірлік бетке қарай алыстаған сайын дайындаманың биіктігі бойынша жергілікті деформациялар айырмашылығы азаяды, ал радиалды бағытта ол өседі.

Дайындамалардың негізгі көлемдерінде 30 - 50% шөгу дәрежесінде механикалық қасиеттері техникалық шарттар талаптарына сәйкес келеді, ал 50% шөгу кезінде олар тұрақтырақ болады. Қасиеттері қанағаттанарлықсыз аймақтар жақын орналасқан айналу денелерінің пішініндегі оңай жанасу беттері.

Құрылымдық қайта орналасу және соның салдарынан механикалық сипаттамалардың өзгеруі орын алатын процестердің қатарында – дән шекараларының миграциясы бар. Мысалы, [29] алюминийді жоғары температурада илектеу кезінде пайда болатын дән шекараларының миграциясы байқалды. Орташа түйіршік өлшемі 50, 200 және 1000 мкм тең осьтік құрылымы бар алюминий маркасы А7, -50,20 және 2000С температурада 50 және 70% қысумен (деформацияның шынайы дәрежесі 0,8 және 1,2) илемделген. Ыстық илемдеуден кейін үлгілер орташа өлшемі 1,3 мкм болатын дәндерден тұратын қайта кристалданбаған құрылымға ие болды.

Энергия жинақтау градиенті бағытында қозғалатын шекаралардың миграциясы ыстық деформация кезінде алюминийдің жұмсаруына әкелетін процестердің бірі болып табылады [29]. Деформация дәрежесі жоғарылаған сайын дислокацияның тығыздығы мен бос орындардың концентрациясы артады. Бұл факторлардың екеуі де жоғары бұрышты шекаралардың динамикалық қайтарылуының да, миграциясының да жеделдеуіне ықпал етеді, соның нәтижесінде деформацияның белгілі бір сатысында күшею және жұмсарту процестері арасында тепе-теңдік орнайды.

Алюминий қорытпасының технологиялық қасиеттеріне алдын ала деформацияның әсерін зерттеуге арналған [35, 36] жұмыстарды практикалық тұрғыдан маңызды деп санаған жөн.

Жұмыста [65] пресс-контейнердегі алдын ала деформация дәрежесін арттыру арқылы AlMg6 қорытпасының престау жылдамдығын арттыру мүмкіндігін бағалайтын зерттеулердің нәтижелері берілген. Осы мақсатта құйылған дайындамаларды Ø162 мм, бір қызудың AlMg6 қорытпасы 10, 20, 25, 30, 40, 45% декомпрессия кезінде деформация дәрежесіне сәйкес кіші диаметрге дейін ұнтақталды. Кейбір дайындамалар 20, 30 және 40% деформация дәрежесімен 1,25 МН күшпен тік престің жалпақ соққыларына престелді, содан кейін дайындамалар Ø162 мм-ге айналдырылды. Сонымен қатар, 50% басу кезінде деформация дәрежесін қамтамасыз ететін шаршы қиманы алу үшін бірдей балқыманың он дайындамасы фрезерленді. Тәжірибелік дайындамаларды диаметрі 38 және 40 мм штангалар престеді.

Зерттеу нәтижесінде анықталғаны

- 3,9 м/мин максималды ағын жылдамдығы  $\varepsilon(\text{пред}) = 40\%$  (басылған өзек диаметрі 40 мм) кезінде байқалады;

- пресс-контейнердегі деформация дәрежесінің жоғарылауымен дән дер пішінінің өзгеру коэффициенті артады (түйіршіктер пішінінің өзгеру коэффициенті формула бойынша есептелді:  $K = (b - a) / b$ , мұндағы  $b$  – негізгі деформациялар бағыты бойынша ұзартылған түйірдің ұзындығы, ал негізгі деформацияларға перпендикуляр бағыттағы түйір өлшемі);

- деформация дәрежесі 10% престелген құйма түйір пішінінің өзгеру коэффициенті нөлге жақын біркелкі ірі түйіршікті құрылымға ие;

-  $\varepsilon(\text{пред})$ -нің 45%-ға дейін ұлғаюы құйылған дәннің пішінінің айтарлықтай өзгеруіне әкеледі, бұл кезде дәннің белгілі бір бағыттылығы байқалады және дән пішінінің өзгеру коэффициенті 0,4-ке жетеді.

Әдебиеттерде бөлме температурасында созылу сынақтары және 1350°C ұзақ мерзімді беріктік сынаулары кезінде әртүрлі режимдерде деформация және қатаю нәтижесінде пайда болған қосалқы құрылым сипаттамалары мен беріктік қасиеттері арасындағы байланыс зерттелді.

Диаметрі Ø 25 мм D16 қорытпасының шыбықтары 300, 400 және 460°C температурада престелді. Басудан кейін штанга ауада салқындатылды. 460 °C температурада престелген өзектер 500 °C температураға дейін қыздырылды және суда сөндірілді және табиғи және жасанды қартаюға ұшырады.

Престау температурасының жоғарылауымен астық түйіршіктерінің мөлшері ұлғайып, мозаикалық бұрыштан рентгендік әдіспен анықталатын дислокация тығыздығы төмендейтіні анықталды. Басу температурасының жоғарылауымен астыңғы түйіршіктер арасындағы бұрмалану бұрыштары азаяды. Бұл жағдайда температураның жоғарылауымен шығымдылықтың төмендеуін күтуге болады. Дегенмен, механикалық сынақтар стерженьді престау температурасының жоғарылауымен беріктік пен шығымдылық шегі арта түсетінін көрсетті.

D16 қорытпасының ең жоғары беріктік қасиеттері 500 ° C-тан 460 ° C-та басылған стержендерді сөндіруден және металдың кейінгі табиғи және жасанды қартаюынан кейін алынды. Ұқсас нәтижелер шыбықтар 135°C температурада ұзақ мерзімді беріктікке сынау кезінде алынды.

Электрондық микроскопиялық зерттеулер полигонизацияланған өзекшелердің беріктігінің артуы дислокацияның күшеюіне қарағанда екінші фазалардың бөлшектерін шығарумен көбірек байланысты екенін көрсетеді. Қартаю қорытпаларының ТМӨ (Термомеханикалық өңдеу) кезінде максималды нығаюын алу үшін –оларда дисперсті бөлшектермен екінші фазалардың ең үлкен дислокациясын күшейту мүмкін болатын ыстық металды қысыммен өңдеудің режимдері қажет.

Жоғарыда айтылғандарға, құрылымдық материалдардың, оның ішінде алюминий қорытпаларының икемділігі мәселелері маңызды мәселелердің бірі болып табылатынын қосуға болады. Пластикаға әртүрлі факторлардың әсерін зерттеуге көптеген жұмыстар арналды. Сонымен, жылы илемдеу арқылы алдын ала деформацияның құйылған алюминийдің механикалық қасиеттеріне әсері зерттелді. Бұл жағдайда пластикалық өзгерістердің әртүрлі мінез-құлқы бар екі температуралық аймақ анықталды. 1-аймақта (20 – 300°C) ұзару мәні іс жүзінде тұрақты болып қалады. 2-аймақта (300 – 600°C) әдеттен тыс жоғары пластикалық көрсеткіштер бар.

Бұл жұмыста созылу жылдамдығының өзгеруі 400 – 600°C температура диапазонындағы күйіне қарамастан жоғары таза алюминийдің пластикалық қасиетіне айтарлықтай әсер ететіні анықталды.

Бастапқы дайындаманың құрылымын дайындаудың негізгі мақсаты жоғары температурада өсуге жеткілікті тұрақты ұсақ дәндерді алу болып табылады. Бұл тапсырма әсіресе жоғары сапалы пресс өнімдерін престоу үшін пайдаланылған кезде өте маңызды.

Жақын және алыс шетелдерде дәнді тиімді ұнтақтау үшін бірнеше кең қолданылатын әдістер бар [37,38]: жеделдетілген кристалдану, бақыланатын легірлеу, жан-жақты изотермиялық соғу, ЭКА престоу, сериялық илемдеу арқылы композициялық материалдарды алу, электролиттік тұндыру, термомеханикалық өңдеу, ұнтақ металлургиясы және т.б. Кейіннен престоуге арналған материалдарды дайындауда кеңінен қолданылатын әдістер жан-жақты соғу әдістері, бақыланатын легірлеу әдістері, сонымен қатар термомеханикалық өңдеу процестері болып табылады.

Жан-жақты изотермиялық соғудың мәні деформация температурасын бірте-бірте төмендете отырып, белгілі бір реттілікпен көп рет қайталанатын қарапайым еркін соғу операцияларын қолдану – күйдіру және броштау (11-сурет) [39]. Микроқұрылымның нақтылануы бастапқы динамикалық және постдинамикалық қайта кристалдану процестерінің дамуы есебінен жүреді.

Әдіс күрделі қымбат құралдарды қажет етпейтін және қолданыстағы технологиялық және престоу жабдықтарын пайдалануға мүмкіндік беретін қарапайым ашық соғу операцияларының белгілі бір тізбегін бірнеше рет қайталауды қарастырады - күйдіру және броштау.



Сурет 11 – Жан-жақты соғу фазасының схемалық сұлбасы

Алайда, айта кету керек, алюминий қорытпаларынан дайындамаларды жан-жақты соғу әдісімен алудың қазіргі кездегі технологиялық процестері жоғары еңбек сыйымдылығымен, төмен өнімділігімен және көптеген ауысуларды қолдану мен материалдың жоғары құнымен сипатталады. дайындамаларды соғу кезінде бетіндегі ақаулар немесе құйма ақауларының дамуы байқалады.

Шетелдік тәжірибеде ұсақ түйіршікті құрылымы бар материалдарды алу үшін термомеханикалық өңдеуді қолданудың алғашқы сәтті тәжірибесінің бірі микродуплексті құрылымы бар Fe – Cr – Ni жүйесінің қорытпаларын алу әдісін жасау болды. дисперсті  $\alpha'$  - ұсақ түйіршікті аустениттік матрицадағы фаза (никель қорытпалары) немесе ұсақ түйіршікті ферритті матрицадағы (тот баспайтын болаттар) дисперсті  $\gamma$ -фазасы. Екі фазаның орташа түйіршік мөлшері бұл жағдайда 10 мкм-ден аспайды; Нәтижесінде (0,6 – 0,8) балқыту температурасында микродуплексті құрылымы бар қорытпалар жоғары пластикалық қасиеттерді көрсетеді. Микродуплексті құрылымды алу үшін термомеханикалық өңдеу режимдері ыстық және суық деформацияны қамтуы мүмкін. Ыстық деформация басталғанға дейін екінші фаза матрицада ерітіледі; ол үздіксіз қайта кристалданатын матрицаның түйір өлшемін тұрақтандыратын деформация кезінде бөлінеді. Суық деформацияны қамтитын режимдерде екінші фаза суықта деформацияланған бір фазалы матрицаны қыздыру кезінде, соңғысының дәндерінің өсуін тежей отырып шығарылады. Осылайша, қайта кристалдану процесімен қатар жүретін екінші фазаның ұсақ дисперсті бөлшектерін шығару нәтижесінде микродуплексті құрылым қалыптасады.

Осы процестен кейін күрделі пішінді профильдерді кейіннен престеу үшін дайындаманың құрылымын дайындау процесі ретінде американдық авиациялық компания Pratt and Whitney қолданатын құйылған титан және алюминий қорытпаларында дәнді тазарту әдісі ұсынылды [40]. Дайындамалардың дәндерін тазарту бұл жағдайда құйылған дайындамаларды осы қорытпалардың қайта кристалдану температураларынан сәл төмен температурада соғу немесе илемдеу арқылы қарқынды сығу нәтижесінде қол

жеткізіледі, бұл әдетте  $\gamma'$ - нығайтудың дисперсті бөлшектері толық ерігеннен кейін басталады.

ТМД елдерінің тәжірибесінде EI437B, ZhS6KP және т.б ыстыққа төзімді никель қорытпаларының құрылымын нақтылау үшін алдын ала деформацияны қолданудың ұқсас тәжірибесі бар [41]. Ресейде бұл қорытпаларды квазисұйық ортада ыстық престеу әдісі әзірленді. Бұл жағдайларда жоғары жылдамдықпен (0,5 – 1 м/с) престеу және 1000 – 1150 °С температурада қысу ( $\varepsilon = F_0/F_k = 3 - 10$ ) дәнді қарқынды түрде ұсақтауға ғана емес (1 – 5 дейін) мүмкіндік береді. мкм), сонымен қатар гидростатикалық престеуге жақын жағдайлардың арқасында престелген дайындаманың бүкіл көлемі бойынша біркелкі ұсақ түйіршікті құрылымды алу үшін.

Ресейде алюминий қорытпаларының түйіршіктерін тазарту үшін де алдын ала деформациялаудың келесі әдісі қолданылады [42]. Біртекті ұсақ түйіршікті құрылымды алу үшін дайындаманы алдын ала суық күйде критикалық деңгейден жоғары градусқа дейін деформациялайды, ал престеуді толық қайта кристалдануды қамтамасыз ететін температураларда жүргізеді. Бұл жағдайда технологиялық икемділіктің айтарлықтай өсуі байқалды.

Ресейлік зерттеушілер көміртегі мөлшері 1,3 болатын ультра жоғары көміртекті болаттардың түйіршіктерін тиімді тазарту үшін бақыланатын температуралық режимде аздаған қысқартулармен қайталап илемдеуді пайдаланды; 1,6; 1,9% . Нәтижесінде орташа түйіршікті мөлшері 0,5 - 1,5 мкм болатын ұсақ түйіршікті феррит матрицасы болатын құрылым алынды, онда өлшемі 0,1 - 0,5 мкм ең кішкентай цементит бөлшектері дисперсті болды. 650°С температурада және  $1,6 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$  деформация жылдамдығында бұл материалдар жоғары пластиктің барлық белгілерін көрсетті.

Ғарыштық зерттеулер институтында (Қазақстан Республикасы) штамптау алдында бірден жоғары температурада алдын ала күйдіру нәтижесінде AlMg6 және AlMg61 алюминий қорытпаларының технологиялық пластикалығы 30–35%-ға артты. Алдын ала ыдыратуды енгізу нәтижесінде айыру жазықтығы бойында деламминация түріндегі соғылмалардағы ақауларды толығымен жоюға мүмкіндік туды.

«Қарағанды мемлекеттік индустриалды университеті» республикалық мемлекеттік кәсіпорны қысыммен өңдеу арқылы ұсақ түйіршікті материалдарды алудың теориялық негіздерін жасауда. Осы ұйымның [43] зерттеушілерінің еңбектерінде механикалық қасиеттері жоғары және ультра ұсақ түйіршікті құрылымы бар материалдарды жасау үшін роликтері бар тең арналы сатылы матрицадағы дайындамаларды престеу арқылы қарқынды пластикалық деформацияны қолдану ұсынылады.

Осылайша, диссертацияның бұл бөлімінде ұсақ түйіршікті жартылай фабрикаттарды өндірудің кеңінен қолданылатын әдістері келтірілген. Дегенмен, қазіргі уақытта ұсақ түйіршікті жартылай фабрикаттарды өндірудің технологиялық процестері жоғары еңбек сыйымдылығымен, төмен өнімділігімен, жоғары материалдық шығындармен сипатталатынын және күрделі жабдықты пайдалануды талап ететінін атап өткен жөн.



## 1.6 Престеудің температуралық және жылдамдық параметрлерінің престеу өнімдерінің сапасына әсері

Al-Zn жүйесі негізінде өнеркәсіптік қорытпалармен жұмыс істеу тәжірибесі Al- Mg және Al-Mg-Si престеуге дейінгі құймалардың қыздыру температурасына, ағынының жылдамдығына және тартылу дәрежесіне байланысты престелген жартылай фабрикаттардың құрылымы қайта кристалданбаған (полигондалған) күйден толығымен өзгеретінін көрсетеді. қайта кристалданады. Жартылай фабрикаттардың құрылымындағы бұл өзгерістер екі параметрмен анықталады: деформация жылдамдығы  $\xi$  және деформация температурасы  $T$  [2]. Ыстық престеу кезінде деформация дәрежесі  $\varepsilon$  ( $\varepsilon > 0,5$ ), бірінші жуықтауда, полигонизацияланған құрылымның қайта кристалдануға төзімділігіне әсер етпейді, өйткені  $\varepsilon > 0,5$  кезінде жинақталған энергияның тұрақты деңгейімен сипатталатын деформацияның тұрақты сатысы басталады,. Престеу кезінде созылу дәрежесінің жартылай фабрикаттардың құрылымына белгілі әсері  $\xi$  және  $T$  өзгерістерімен түсіндіріледі.

$\xi$  және  $T$ -ның бірлескен әсері жинақталған энергия деңгейін және сәйкесінше деформацияланған құрылымның тұрақтылығын сипаттайтын Зенер–Голомон параметрі  $Z$  арқылы есептеледі [2]. Зенер–Голомон теңдеуінің талдауы  $\xi$  жоғарылағанда және  $T$  азайған кезде жинақталған энергия деңгейі жоғарылайтынын көрсетеді. Бұл жағдайда полигонизацияланған құрылым астындағы түйіршіктердің өлшемдері кішірейеді және олардың бұрыс бағдарлануы артады [2]. Полигонизацияланған құрылымның термиялық тұрақтылығын бағалау үшін  $Z$  параметрін пайдалану белгілі  $Z_p$  мәніне дейін ғана мүмкін болады, оған жеткенде динамикалық қайта кристалдану басталады.  $Z_p$  мәні нақты қорытпаға және оның табиғатына байланысты. Қорытпаның қайта кристалдануға төзімділігі артқан сайын  $Z_p$  төмендейді.

$T_p$  динамикалық қайта кристалдану температурасын  $T_p = Q/[R \ln (Z_p \xi^{-1})]$  [2] түрінде көрсетуге болады. Бұл теңдеуді престеу процесіне қатысты практикада қолдану – престелген жартылай фабрикаттардың көлеміне  $\xi$  таралуы туралы нақты ақпараттың болмауына байланысты белгілі бір қиындықтарды тудырады.

Төменде алюминий қорытпаларынан престелген жартылай фабрикаттардың полигонизацияланған құрылымының термиялық тұрақтылығына құймалардың қыздыру температурасының және престеу кезіндегі ағын жылдамдығының әсерін сипаттайтын [2] жұмыс нәтижелері келтірілген.

Бұл жұмыста үздіксіз құю арқылы келесі химиялық құрамы бар алюминий қорытпасынан диаметрі 134 мм құймалар алынды: 5,1% Zn; 1,2% Mg; 0,46% Mn; 0,15% Zr; 0,41% Si; 0,22% Fe; 0,11% Si. Құймалар 2 сағат бойы 500°C температурада гомогенизацияланды және қалыңдығы 11 және 3 мм фланецтері бар бұрыш түріндегі профильге шамамен 0,2 м/с шығынмен

басылды. Престеу алдында құймалардың қыздыру температурасы 200, 250, 300, 350, 400, 450 және 500°С болды.

Престеу алдында құймалардың қыздыру температурасының жоғарылауы алюминий қорытпасының профильдерінің полигонизацияланған құрылымының термиялық тұрақтылығының айтарлықтай жоғарылауына әкеледі.

Престеу алдында құймалардың қыздыру температурасының жоғарылауымен полигонизацияланған құрылымның қайта кристалдануға төзімділігінің жоғарылауының себептерінің бірі астыңғы түйіршіктердің ұлғаюы және соған сәйкес жинақталған энергияның төмендеуі – қайта кристалданудың қозғаушы күші болып табылады. Сонымен қатар, марганец пен цирконийдің алюминийдегі аса қаныққан қатты ерітіндісінің қосымша ыдырауы престеу температурасының жоғарылауымен деформацияланған жартылай фабрикаттардың қайта кристалдануға төзімділігінің артуына ықпал ететінін ескеру қажет.

Ағын жылдамдығының жоғарылауымен деформация жылуының бөліну қарқындылығы жоғарылайды және олардың матрицадан шығу кезіндегі профильдердің температурасы жоғарылайды; егер бір уақытта престелген жартылай фабрикаттарда полигонизацияланған құрылым сақталса, онда оның термиялық тұрақтылығы артады. Бұл үлгі престеу алдында құймалардың төмен қыздыру температураларында айқын көрінеді.

250°С дейін қыздырылған алюминий қорытпасынан құймаларды престеу кезінде ағын жылдамдығының жоғарылауы полигондалған матрицаның қайта кристалдану кедергісінің едәуір артуына әкеледі. 350–500°С дейін қыздырылған құймаларды престеу кезінде ағын жылдамдығының өзгеруі полигонизацияланған құрылымның термиялық тұрақтылығына аз әсер етеді.

Жұмыста [2] 1915 қорытпасының мысалында экструдалған профильдердің полигонизацияланған құрылымының термиялық тұрақтылығына бірқатар технологиялық факторлардың бірлескен әсері зерттелді: құймалардың термиялық өңдеу режимдері, экструзия кезіндегі ағынның жылдамдығы, деформация дәрежесі.

Үздіксіз құю әдісін қолдана отырып, диаметрі 134 мм құймалар келесі химиялық құрамымен алынды: 3,8% Zn; 1,7% Mg; 0,42% Mn; 0,12% C; 0,15% Zr; 0,17% Fe және 0,12% Si. Құймалардан 460°С 0, 6, 10, 15, 24 сағат гомогенизацияланған өлшемді дайындамалар алынды. Одан кейін әртүрлі режимдер бойынша гомогенизацияланған дайындамаларды 400°С дейін қыздырып, әртүрлі жылдамдықпен (максималды рұқсат етілгеннен асатын) қалыңдығы 11 және 3 мм сөрелері бар бұрыш түріндегі профильдер престелді. Қайта кристалдану дәрежесін анықтау үшін профильді фланецтердің екеуі де зерттелді.

Жоғарыда келтірілген графиктерді талдау мынадай қорытынды жасауға мүмкіндік береді: 1) 460°C құймалардың гомогенизациясының ұзақтығын 0-ден 24 сағатқа дейін арттыру профильдердің полигонизацияланған құрылымын тұрақтандырады; 2) ағын жылдамдығының артуы қайта кристалданған құрылымның көлемдік үлесін арттыруға әкеледі; 3) қалыңдығы 3 мм профильді фланецте қалыңдығы 11 мм фланецке қарағанда қайта кристалдану көбірек болады.

Жұмыс авторларының пікірінше [4] құймалар гомогенизациясының ұзақтығының ұлғаюымен профильдердің лигондалған құрылымы бойынша термиялық тұрақтылықтың артуы құрамында марганец және цирконий бар дисперсті бөлшектердің бөлінуімен қаныққан қатты ерітіндінің ыдырау процесінің өтуімен байланысты. Гомогендеуші күйдіру ұзақтығының ұлғаюымен рекристаллизацияның тежеу тиімділігін айқындайтын бөлшектер арасындағы орташа қашықтық азаяды, бұл полигондық-ванналық құрылымның термиялық тұрақтылығының артуына себепші болады. Қайта кристалдануды жылдамдатуға қабілетті цинкмагний фазасының ірі бөлшектерінің еру процесі мұнда екінші көбікті рөл атқарады, өйткені ол 460 °C-да үш сағаттық ұстаудан кейін толығымен аяқталады.

1915 қорытпасын престоу кезінде ағын жылдамдығының жоғарылауымен қайта кристалданған құрылым үлесінің ұлғаюын деформация температурасының жоғарылауымен және сәйкес динамикалық қайта кристалданудың күшеюімен, сонымен қатар профильдерді салқындату кезінде пайда болатын қайта кристалданумен түсіндіруге болады. престоу температурасынан, әсіресе алюминийдегі марганец пен цирконийдің қатты ерітіндісінің ыдырау дәрежесі төмен болған жағдайда.

Кескіннің жіңішке сөресінде рекристаллдаудың неғұрлым толық өтуі қалыңдығымен салыстырғанда, шамасы, үлкен жергілікті қыздыруға және деформацияның үлкен жылдамдығына байланысты.

Металдарды қысыммен өңдеудің тиімділігіне сыртқы үйкеліс күштері үлкен әсер етеді: металдың кернеулі және деформацияланған жай-күйі, оның ағымының сипаты және процестерді қалпына келтіру үшін қажетті күш олардың шамасына, бағыттылығына және түйіспе беттері бойынша расшектеудің сипатына байланысты болады.

Сондықтан престоу зерттеулерінің алғашқы кезеңдерінде престоу кезіндегі үйкеліс күштерінің әсерін азайту деформацияның біркелкі еместігін және үйкеліс күштерінің әсерін жеңу күш-жігерін азайтады деп есептелді [44,45]. Осыған байланысты престоу кезінде дайындама мен құралдың өзара әрекеттесуі кезіндегі үйкеліс кернеуінің шамасын азайтуға және деформациялардың біркелкі еместігін азайтуға ерекше көңіл бөлінді [84]. Ол үшін құрал мен дайындамалардың геометриясы өзгертілді, құралға ультрадыбыстық және діріл әсер етті, мысалы, жоғары қысымды сұйықтықты беру пульсирлеу арқылы, жоғары және өте жоғары қысымды сұйықтық пайдаланылды (гидроэкструзиямен). 3 ГПа дейін), минералды майлар

түріндегі технологиялық жағармайлар мен жабындар пайдаланылды және шыны және т.б. [46-48].

Жүргізілген зерттеулер престоу теориясы мен технологиясының дамуына оң әсерін тигізді және өнім сапасын, шығымдылығын және физикалық-механикалық өнімдердің қасиеттерін өңдеу деңгейін арттыруға әсер ететін біркелкі емес деформацияны азайтуға әсер ететін жаңа құралдарды табу міндетін қойды..

[48] жұмыста дайындаманың жанасу бетіндегі үйкеліс күштерінің векторының бағытын аспаппен өзгерту арқылы престоу кезіндегі металдың шығынын басқару мүмкіндігі көрсетілді.

Үйкеліс күштерінің әсер ету бағытын өзгерту және оларды реактивті күйден процесті жүзеге асыруға кедергі келтіріп, белсенді пайдалыға айналдыруды бұрын бірқатар зерттеушілер ұсынған [44 – 48].

Жұмыс авторлары жан-жақты және жан-жақты зерттеп, қорытындылады.

Машиналық үйкеліс және деформациялық үйкеліс туралы қолда бар мәліметтер үйкеліс күштерінің белсенді әрекетімен престоу процесі туралы ғылыми түсініктердің негізін қалады. Бұл процесті зертханалық жағдайда модельдік қондырғыларды пайдалана отырып зерттей отырып, [47] авторлары алға қойылған ғылыми болжамдарды толық растады.

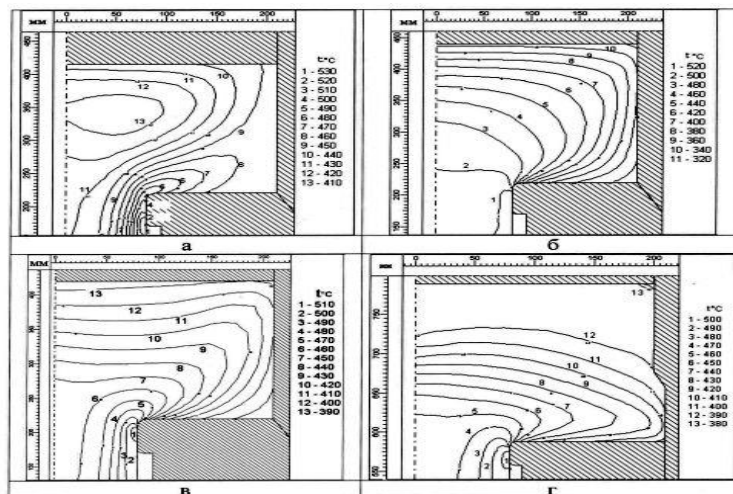
Зерттеудің бастапқы кезеңінде олар пресс-штамп пен престелген дайындаманы қозғалыста алға жылжытатын контейнердің иінтіректі жетегі бар күші  $1,0/0,8$  МН қондырғыны жасап шығарды. Мұндай қондырғының қуат мүмкіндіктері шектеулі болды және негізінен шағын қорғасын дайындамаларында зерттеу жүргізуге мүмкіндік берді. Зерттеушілер үшін белгілі бір қиындықтар қорғасынның контейнер гильзасының материалына төмен адгезиясына байланысты туындады, өйткені металдың сырғып кетуіне байланысты үлкен көлемдік әсерге қол жеткізу қиын болды, бұл кинематикалық коэффициентті асыра бағалауға әкелді.

Престелген жартылай фабрикаттардың сапасы металдың құрылымымен, физикалық-механикалық қасиеттерінің бұйымның ұзындығы мен қимасы бойынша таралу деңгейімен және біркелкілігімен, сонымен қатар ішкі бетіндегі ақаулардың санымен анықталады. Пресс өнімдерінің құрылымы өте әртүрлі, сондықтан құрылымды басқарудағы негізгі міндеттердің бірі берілген құрылымға қол жеткізуді болжауға мүмкіндік беретін негізгі заңдылықтарды анықтау болып табылады. Технологиялық престоу режимдерін өзгерту арқылы өнімдегі құрылымдардың кең спектрін алуға болады: полигонизациядан толық қайта кристалдануға дейін. Престоу өнімдерінің құрылымы мен қасиеттерінің қалыптасуы престоудің температуралық және жылдамдық жағдайларына айтарлықтай тәуелді болатыны белгілі, сондықтан [49] осы параметрлердің әртүрлі комбинацияларында престоуді модельдеуге көп көңіл бөлінді.

Математикалық модельдеу арқылы алынған тәуелділіктер престоу кезінде болатын процестерді толығырақ түсінуге мүмкіндік берді. Ұсынылған

деректер эксперимент нәтижелерімен жақсы сәйкес келеді және оларды теориялық тұрғыдан негіздеуге мүмкіндік береді.

12-суреттен дайындаманың және ыдыстың бастапқы температураларының қатынасын және престоу жылдамдығын өзгерту арқылы дайындамадағы айтарлықтай әртүрлі өрістерді алуға болатыны анық.



Сурет 12 – Тікелей престоу кезінде дайындамалардағы температура өрістері (a, b, c) және SPAT (d) процестің тұрақты сатысында  
 а -  $TZ = 300^{\circ}\text{C}$ ;  $TK = 450^{\circ}\text{C}$ . б -  $TZ = 450^{\circ}\text{C}$ ;  $TK = 300^{\circ}\text{C}$ , в, г -  $TZ = 380^{\circ}\text{C}$ ;  $TK = 380^{\circ}\text{C}$ .

ҚРАМЗ АҚ-да қайта жаңартылған престерді пайдалану процесінде ЭЕМ-де тәжірибелік-зерттеу жұмыстарының жүргізілген кешені және процестерді модельдеу [49] диаметрі 14-тен 95 мм-ге дейінгі шыбықтарды, сыртқы диаметрі 95 мм-ге дейінгі және қабырғасының қалыңдығы 17,5 мм-ге дейінгі құбырларды престоу процестерінің технологиялық параметрлерін пысықтауға мүмкіндік берді сипатталған шеңбердің диаметрі және жұқа шеткі элементтері. Германияға, Оңтүстік Кореяға, Ұлыбританияға, Голландияға, Вен-грийге, АҚШ-қа және басқа елдерге жоғары дәлдікпен және регламенттелген құрылыммен шыбықтар мен бейіндер мөлшерлемесі бойынша осы өнімнің әлемдік нарықта жоғары бәсекеге қабілеттілігін растады.

Осылайша, жоғарыда айтылғандарды талдау негізінде келесі зерттеу мақсаттарын тұжырымдауға болады:

1) өндірістік жағдайларда өндірілген алюминий қорытпаларының құймаларының химиялық құрамының, дәндік құрылымының және қысқа мерзімді механикалық қасиеттерінің таралу заңдылықтарын зерттеу;

2) кристалдану кезінде құймалардың бүкіл көлемі бойынша температура градиентін анықтау үшін эксперименттік модельдеу

Зерттеу нәтижелері:

1. Үздіксіз құйылатын құймалар ірі түйіршікті бастапқы құрылымға және жоғары температура аймағында жеткілікті жақсы иілгіштікке ие, құймалар мен бастапқы құрылымды ұнтақтау металлургиялық әдістер мен материалдарды қысыммен өңдеу әдістерін қажет етеді.

2. Үздіксіз құю процесіне тән жоғары салқындату жылдамдығына байланысты алюминий құймаларының кристалдануы тепе-теңдіксіз күйде жүреді: қатты фазадағы диффузия айтарлықтай басылады, бұл айқын дендритті (интракристаллды) ликвацияға, яғни гетерогенділікке әкеледі. химиялық құрамы бойынша.

3. Иілгіштігінің үлкен шегі бар қазіргі заманғы төмен және орташа легирленген қорытпалар үшін ең қолайлысы беріктік пен коррозияға қарсы қасиеттердің жоғарылауын және дәнекерлеу қабілетінің жоғарылауын қамтамасыз ететін полигонизацияланған құрылым болып табылады.

4. Тиісті сападағы престелген бұйымдарды өндірудің қазіргі технологиялық процестері жоғары еңбек сыйымдылығымен, төмен өнімділігімен, жоғары материалдық шығындармен сипатталады және күрделі жабдықты қолдануды талап етеді.

Сондықтан оңтайлы технологиялық процестерді құру үшін металдың деформацияланған жай-күйін ескере отырып, нығыздау, термоөңдеу және алдын ала деформациялау процесін зерттеу және нығыздау технологиясы мен құрылымдарды дайындау жолдарын сапалы жобалауға мүмкіндік беретін негізгі критерийлерді айқындау қажет.

## **2 Қолданыстағы және ұсынылған технологияны пайдалана отырып престоуге дайындамаларды дайындау кезінде металдың кернеулі-деформациялық күйін зерттеу**

Қолданыстағы технология бойынша конструкцияларды одан әрі өңдеуге дайындау негізінен соғу операцияларын қолдану арқылы жүзеге асырылады. Ақаусыз деформацияны қамтамасыз ететін технологиялық соғу режимдерін әзірлеу және нақты қорытпа үшін өте жоғары технологиялық және эксплуатациялық қасиеттері бар әрі қарай өңдеу үшін дайындамаларды өндіру екі мәселені шешумен байланысты:

1. Соғудың технологиялық параметрлерінің кернеулі-деформациялық күйге әсері туралы инженерлік практика үшін жеткілікті дәл ақпарат алу;

2. Соғудың технологиялық параметрлерінің ығысу деформациясының дәрежесі мен таралуына, құрылымы мен қасиеттеріне әсері туралы сенімді деректердің болуы.

Бұл екі есептің сәтті шешілуі, ең алдымен, материалдық нүктенің қозғалыс траекториялары бойынша кернеу мен деформация тензорының құраушыларын анықтаудың дәлдігіне байланысты.

Кернеу мен деформация тензорының құрамдас бөліктерін анықтау үшін біз қатты деформацияланатын дене механикасының теориялық әдістерін ақырғы элементтер әдісі ретінде қолдандық, ол жеткілікті жоғары дәлдік пен сезімталдыққа ие, бұл деформациялардың дамуын кішіден кішіге дейін бақылауға мүмкіндік береді. үлкен.

### **2.1 Көлемдік кернеу-деформациялық күй есебінің соңғы элементтерін модельдеу әдістемесі**

Деформацияланатын дененің КДК анықтау үшін мынаны анықтау қажет:

әрбір нүктенің бөлшектердің траекториясы, ығысу деформациясының қарқындылығы және кернеу күйінің көрсеткіштері. Кернеу-деформация күйі кернеу тензорының алты құрамдас бөлігімен, деформация тензорының алты құрамдас бөлігімен және ағын жылдамдығы векторының үш компонентімен сипатталады.

Эластопластикалық есептің көлемдік есебін шешу кезінде массаның, импульстің және энергияның сақталу заңдарының салдары болып табылатын теңдеулер жүйесі қолданылады.

Машина жасау өнімдерін шығаратын әлемдік жетекші өндірушілер қазіргі уақытта өз дизайнында Computer Aided Engineering (CAE) жүйелерін ерекше белсенді түрде қолдануда [50]. Жаңа экономикалық шындық машина жасаудың барлық дерлік салаларында соңғы элементтер әдісін (FEM) қолданатын жүйелерді қолдануды анықтайды.

Машина жасауда компьютерлік жүйелерді (компьютер+бағдарламаны) пайдаланудың негізгі әсері сызбаларды автоматтандырылған жасау саласында емес, көбінесе елестететіндей автоматтандырылған құжат айналымында емес, өнімді жобалау кезеңдерін жеделдетуде, қымбат толықтай ауыстыруда. - есептеуішпен масштабты эксперимент. Осылайша, машина жасау объектілерін дамытуда CAE жүйелерін қолдану өнімнің өзіндік құнын төмендетуге ғана емес, сонымен қатар олардың сапасын айтарлықтай жақсартуға мүмкіндік береді.

Тапсырма соғу әдістерін қолдана отырып, одан әрі престоу үшін дайындаманы дайындау процесін модельдеуді жүзеге асыру болды. Атап айтқанда, дайындаманың кернеулі-деформациялық күйін есептеңіз.

Модельдеу және есептеу құралы ретінде танымал CAE пакеті MSC.SuperForge таңдалды. MSC.SuperForge - 30 жыл бойы әлемдік көшбасшылардың бірі болып табылатын әмбебап ақырлы элементтер пакеті.

Модельдеу кезеңдерінің ішіндегі ең маңыздысы MSC.SuperForge көмегімен дайындамаларды дайындау технологиясын талдауға арналған кезең [50]. MSC.SuperForge бағдарламасы орындайтын барлық функциялар процессорлар деп аталатын топтарға біріктірілген. Бағдарламада бір препроцессор, бір шешім процессоры, екі постпроцессор және бірнеше көмекші процессорлар, соның ішінде оңтайландырушы бар. Препроцессор соңғы элементтер моделін жасау және шешім процесін орындау үшін опцияларды таңдау үшін пайдаланылады. Шешуші жүктемелер мен шекаралық шарттарды қолдану үшін пайдаланылады, содан кейін модельдің жауабын анықтайды. Постпроцессорды пайдалана отырып, пайдаланушы есептеу моделінің әрекетін бағалау үшін, сондай-ақ қызығушылықтың қосымша есептеулерін орындау үшін шешім нәтижелеріне қол жеткізеді. MSC.SuperForge ортасында өнімді алу технологиясын талдау кезеңі төменде келтірілген функционалдық диаграммада талданған (13-сурет).



Сурет 13 – MSC.SuperForge көмегімен өнімді алу технологиясын талдау



Дайындаманы алу міндеті дайындаманың 4 түйінді элементтерге (STETRA) бөлінген үш өлшемді ортасында модельденеді [50]. Пансонның (форманың) және дайындаманың («қаттыдан иілгішке» контактісі) жанасу беттері де сәйкес элементтерге бөлінеді. Олардың арасындағы байланыс үйкеліске мүмкіндік береді. Дайындама материалы сызықты емес қатаюы бар изотропты эластопластикалық (BISO) ретінде қабылданған. Бүкіл деформация процесі жеткілікті шағын қосалқы қадамдарға бөлінеді. Тапсырма қадамы сәйкес өтуді анықтайды. Сәйкес сызықтық емес теңдеулер жүйесін шешу толық Ньютон-Рафсон әдісі арқылы жүзеге асырылады. Дайындама қажетті температураға дейін қызады. Осылайша, беріктік есептеулерімен қатар термодинамика есебінің шешімі де орындалады.

MSC.SuperForge жүйесіндегі имитациялық деректер нақты толық масштабты эксперимент нәтижелеріне әбден сәйкес келеді [50]. Қалыптау процесі кезінде дайындаманың кернеулі-деформациялық күйі туралы алынған мәліметтер дайындаманы одан әрі өңдеу үшін алудың технологиялық процесін оңтайландыруға мүмкіндік береді. MSC.SuperForge ортасында пластикалық деформация процестерін зерттеудің әзірленген түпнұсқалық әдістемесі кернеу-деформация күйін анықтау мәселелерін барынша тиімді шешуге мүмкіндік береді.

## **2.2 Арнайы құрылғыда деформация кезінде дайындаманың кернеулі-деформациялық күйін ақырлы элементтер әдісімен сандық модельдеу**

Астық ұнтақтау – кейіннен штамптау, престеу, илемдеу және т.б. үшін ұсақ түйіршікті құрылымы бар жартылай фабрикаттарды өндірудің бұрыннан белгілі және кеңінен қолданылатын әдісі. Бұл ретте ұсақ түйіршікті құрылымы бар дайындамаларды қалыптастыру бұйымдардың қасиеттерін түбегейлі өзгертуге және айтарлықтай икемділікпен өте жоғары беріктік, жоғары шаршауға төзімділік пен беріктік, тозуға төзімділік сияқты перспективалық сипаттамаларға қол жеткізу үшін негіз болып табылады. [51].

Осылайша, ғарыштық техникада, авиациялық техникада, машина жасауда және т.б. қолданылатын кең ауқымды өнімдердің сапасы, физикалық, техникалық және технологиялық қасиеттерін ұсақ түйіршікті құрылымы бар дайындамаларды пайдалану арқылы шешу әрқашан өзекті болып табылады.

Белгілі зерттеулер [37] ұсақ түйіршікті құрылымы бар дайындамаларды алу үшін ауыр пластикалық деформация әдістерінің үлкен мүмкіндіктерін нанымды түрде көрсетті. Сондықтан алыс және жақын шетел ғалымдарының еңбектерінде зерттеудің іргелі және қолданбалы бағыттарының ішінде микроқұрылымды тазарту мақсатында металл материалдарының пластикалық деформациясымен байланысты сала ең үлкен дамуға ие болды.

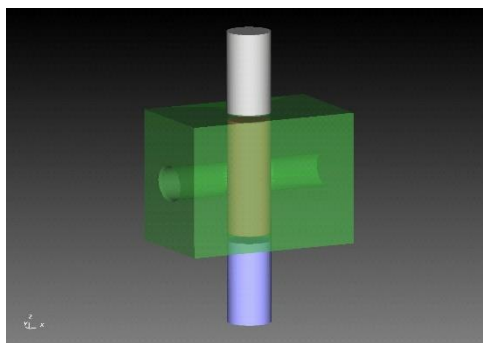
Құрылымды қалыптастырудың жоғарыда аталған заңдылығын ескере отырып, біз құрылымы ұсақ түйіршікті жартылай фабрикаттарды алудың және

олардан бұйымдар жасаудың технологиялық процесін ұсындық. Бұл технологияға сәйкес, біртекті ультра ұсақ түйіршікті құрылымды беру үшін (наноөлшем деңгейіне дейін) құйылған немесе алдын ала өңделген күйдегі бастапқы дайындама (пресстеу, соғу, илемдеу және т.б.) қосымша өңдеуге ұшырайды. біз ұсынған арнайы құрылғыда басу арқылы өңдеу (14-сурет) [52]. Бұл құрылғы (15 және 16-суреттер): крест тәрізді матрицадан 15, төрт штамптан 1, 2, 3 және 4, төрт цилиндрден 5, 6, 7 және 8, екі клапан 9 және 10, төрт поршеньден тұрады. 11, 12, 13 және 14. Бұл жағдайда жоғарғы, төменгі, оң және сол жақ перфораторлар матрицалық арналарда, ал сәйкес поршеньдер матрицаға іргелес цилиндрлерде орналасады.

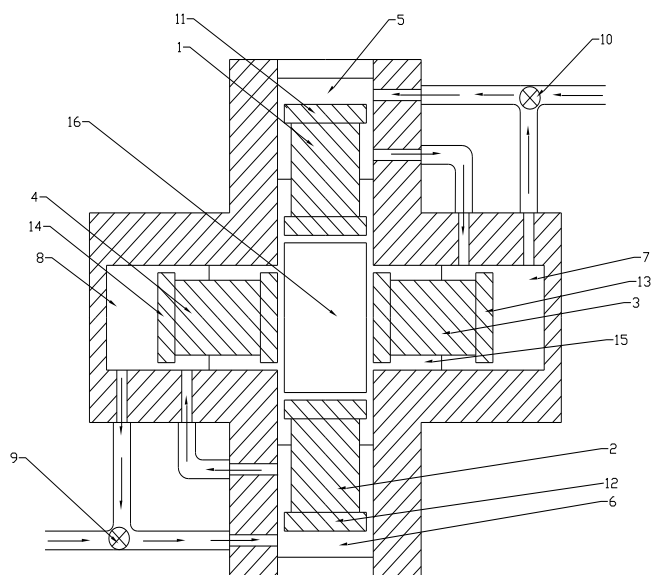
Материалдарды, әсіресе металдарды дәнді тазартуға арналған пластикалық деформация әдісі олардың механикалық қасиеттерін жақсартудың тиімді әдісі болып табылады. Бұл әдіс ультра ұсақ түйіршікті немесе нанокұрылымды материалдарды жасауға бағытталған ауыр пластикалық деформация (SPD) және механикалық өңдеу сияқты бірнеше процестерді қамтиды. Бұрыштық тең арналы басу - ең көп таралған ПД әдістерінің бірі. Бұл процесте материал кіріс және шығыс арналары арасындағы бұрышы бар, әдетте  $90^\circ$  шамасында болатын бұрыштық арна матрица арқылы басылады. Материал айтарлықтай ығысу деформациясына ұшырайды, бұл астықтың ультра жұқа немесе нанометрлік деңгейге дейін нақтылануына әкеледі.

Бұрыштық тең арнаны пресстеу, жоғары қысымда бұралу және қайталап илемдеу сияқты пластикалық деформация әдістері металл материалдардағы дәнді тазартудың күшті құралы болып табылады. Бұл әдістер материалдардың механикалық қасиеттерін айтарлықтай жақсартып, оларды әртүрлі жоғары технологиялық қолданбаларда қолдануға жарамды етеді.

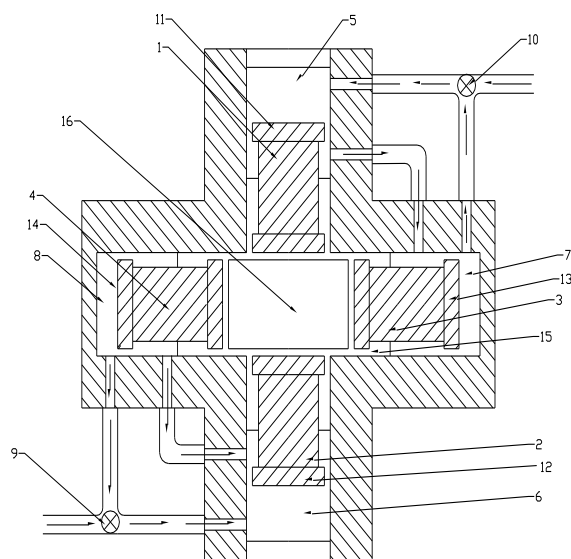
Ұсақ түйіршікті құрылымы бар жартылай фабрикаттарды өндіру келесі түрде жүзеге асырылады. Дайындама 16 бұйірлік тиеу құрылғысы арқылы 1, 2, 3 және 4 пуансондардың арасына орнатылады. Энергия тарату клапаны 9 және 10 арқылы жоғарғы 5 және төменгі 6 цилиндрдің төменгі бөлігіне жеткізілгенде, жұппен бекітілген жоғарғы поршень (1, 11) және төменгі поршень (2, 12) бір-біріне қатысты қарсы қозғалыс орын алады.



Сурет 14 – Құрылымы ұсақ түйіршікті дайындамаларды өндіруге арналған құрылғы



Сурет 15 – Құралдың және дайындаманың құрылғыдағы бастапқы орны



Сурет 16 – Құрал мен дайындаманың құрылғыдағы соңғы орны

Бұл жағдайда энергия тасымалдаушы жоғарғы 5 цилиндрдің төменгі бөлігінен және төменгі 6 цилиндрдің жоғарғы бөлігінен ығыстырылып, оң жақ 7 және сол жақ 8 цилиндрдің оң жақ бөлігіне беріледі. Бұл жұп бекітілген оң поршеньді (3, 13) және сол жақ поршеньді (4, 14) бір-біріне қатысты дивергентті қозғалысқа әкеледі. Жоғарғы 1 және төменгі 2 пуансон қарама-қарсы бағытта қозғалғанда дайындаманың пластикалық деформациясы тік бағытта жүреді. Энергия тасымалдаушы тарату клапаны 9 және 10 арқылы оң жақ 7 және сол жақ 8 цилиндрдің сол жағына берілгенде, жұптастырылған оң жақ поршеньдің (3, 13) қарсы қозғалысы және сол жақ поршень (4, 14) бір-біріне қатысты орын алады. Бұл жағдайда энергия тасымалдаушы оң жақтан 7 және сол жақтағы 8 цилиндрдің оң жағынан ығыстырылып, жоғарғы 5 цилиндрдің төменгі бөлігіне және төменгі 6 цилиндрдің жоғарғы бөлігіне беріледі. Бұл жұппен бекітілген жоғарғы поршеньді (1,11) және төменгі поршеньді (2,12) бір-біріне қатысты дивергентті қозғалысқа әкеледі. Оң жақ 3 және сол жақ 4 соққылар қарама-қарсы бағытта қозғалғанда, көлденең бағытта дайындаманың пластикалық деформациясы пайда болады.

15, 16 - суреттерде ұсақ түйіршікті құрылымы бар жартылай фабрикаттарды және олардан жасалған бұйымдарды өндіру үшін ұсынылған құрылғының технологиялық процесін басқарудың егжей-тегжейлі схемалық схемасы келтірілген.

Схема келесі жабдықтан тұрады:

- 1-тұрақты өнімділікті сорғы;
- 2-ағын реттегіші;
- 3-кері байланыс гидравликалық қосылым;

4-ағынды бөлгіш.

Ағын реттегішіне параллель қосылған және жүктемеге қарамастан тұрақты дифференциалды қамтамасыз ететін 5 қысымды төмендету клапаны.

Ұсақ түйіршікті құрылымнан жартылай фабрикаттарды алу үшін крест тәрізді тең арналы сатылы матрицаны пайдалану, цилиндрлерге қосылған матрицалық арналардың орналасуы және поршеньдерге жұппен бекітілген пуансондар, сондай-ақ поршеньдердің үстінде және астында энергия тасымалдаушылардың циклдік берілуі матрица ішіндегі дайындаманың қайталанатын деформациясына мүмкіндік береді.

Бұл жағдайда дайындаманың осінің өзгеруімен металдың көп, ауыспалы деформациясы орын алады. Дайындаманың осін өзгерту пуансондар мен дайындама арасында пайда болатын қиын деформация аймақтарының өзгеруіне ықпал етеді. Күрделі деформация аймағы деформацияның бір циклінде өтеді, яғни. дайындаманың шеткі бетінен бүйір бетіне дейін тік және көлденең бағыттағы деформациядан тұратын циклде. Бұл, сондай-ақ деформацияның көлденең және тік бағытта бірнеше рет ауысуы деформацияланған дайындаманың барлық көлденең қимасында ультра ұсақ түйіршікті құрылымның пайда болуына әкеледі. Мұның бәрі алынған дайындаманың сапасының артуына әкеледі. Дайындаманы аспаптан шығармай, матрица ішінде ауыспалы деформацияны жүзеге асыру аса ұсақ түйіршікті құрылымы бар жартылай фабрикаттарды алу өнімділігін арттыруға мүмкіндік береді. Жоғарыда айтылғандарды дәлелдеу үшін кернеулі-деформациялық күйді (СКЖ) зерттеу нәтижелерін ұсынамыз.

Металды өңдеу теориясындағы маңызды міндеттердің бірі престеудің күш режимін талдау және деформация аймағында әсер ететін кернеулерді анықтау болып табылады. Ұсынылған құрылғыда престеу кезіндегі дайындаманың кернеулі-деформациялық күйін математикалық модельдеу тұрғысынан зерттеу анықтаушы параметрлердің өте көп санына және олардың әсер етуінің екіұшты сипатына байланысты күрделі процесс болып табылады.

Сондықтан математикалық модельдеу үшін MSC.SuperForge CAE бағдарламасы қолданылды.

Құрылымы ұсақ түйіршікті дайындамаларды алуға арналған құрылғыда престеу процесі қарастырылады. Престеу процесінде дайындаманың көлемдік кернеулі-деформациялық күйін зерттеу мәселесі деформацияның температуралық режимін ескере отырып, контактілі, эластопластикалық, сызықты емес болып табылады.

ҚҚС және металдың температуралық өрісін есептеу қажет

қарама-қарсы бағытта штамптардың қос жүрісі бар дайындамалар.

Дайындама өлшемдері  $\varnothing 50 \times 100$  мм цилиндр болып табылады. Ретінде

Дайындама материалы таңдалған алюминий қорытпасы деформация температурасы диапазоны 300 - 4500С және механикалық қасиеттері бар: серпімділік модулі 75 ГПа, соққы коэффициенті 0,3 және тығыздығы 3800 кг/м<sup>3</sup>. Дайындама материалының пластикасын модельдеу үшін Джонсон-Кук эластопластикалық моделі таңдалды.

MSC.SuperForge-де құралдар абсолютті қатты болып саналады және тек жылу өткізгіштік пен жылу беру қасиеттерін қамтамасыз етеді, яғни. жылу өткізгіштік, меншікті жылу сыйымдылығы мен тығыздығы ескеріліп, механикалық қасиеттері ескерілмейді. Әдепкі құрал материалы H13 аспаптық болатқа орнатылған. Сондай-ақ бұл материал үшін тығыздық пен жылу қасиеттері әдепкі бойынша тағайындалады.

Қатты құрал мен деформацияланатын дайындама материалы арасындағы өзара әрекеттесу модельдеу көмегімен жүзеге асырылады

Құрал беттері мен дайындама беті арасындағы жанасу жағдайларын сипаттайтын жанасу беттері туралы түсінік. Модельдеу кезінде жанасу жағдайлары құрал қозғалысы мен материалдың деформациясын көрсету үшін үнемі жаңартылып отырады, бұл құрал мен дайындаманың материалы арасындағы сырғуды модельдеуге мүмкіндік береді. Құрал мен дайындаманың жанасуы кулондық үйкеліспен модельденеді, үйкеліс коэффициенті 0,3 деп қабылданды.

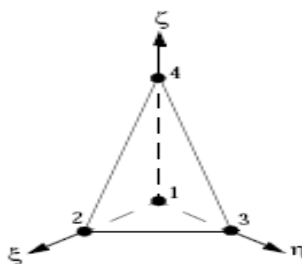
Престеу кезіндегі температуралық режим құрал, дайындама және қоршаған орта арасындағы жылу алмасудан, сондай-ақ металдың деформациясынан болатын термиялық әсерден тұрады. Жылу алмасу қоршаған ортамен конвективті және сәулелік алмасу және құралдың дайындамамен жанасуы арқылы жүзеге асады. Престеу процесі 450°C температурада жүреді. Құралдың бастапқы температурасы 200C деп алынды. 1-кестеде аспап пен дайындама материалдарының температуралық қасиеттері мен жылу беру коэффициенттері берілген.

Кесте 1 – Материалдың температуралық қасиеттері және коэффициенттері

Атауы	Меншікті жылу сыйымдылық, кДж/(кг*К)	Жылу өткізгіштік, Вт/(м*К)	Қоршаған ортаға конвективті жылу беру, Вт/(м <sup>2</sup> *К)	Қоршаған ортаға сәулелік жылу беру коэффициенті	Дайындамаға жылу беру, Вт/(м <sup>2</sup> *К)
Құрылғы	0,51	24,6	50	0,25	6000
Дайындама	0,90	220	65	0,35	

Құралдың үш өлшемді геометриялық моделі Inventor CAD бағдарламасында құрастырылған және MSC.SuperForge CAE бағдарламасына импортталған.

Дайындама мен құралдың ақырлы элементтер моделін құру кезінде үш өлшемді денелерді модельдеу үшін қолданылатын TETRA (төрт түйінді тетраэдр) үш өлшемді көлемді элементі пайдаланылды (17-сурет). Дайындама мен құрал үлгісі 2518 элемент пен 3180 түйінді қажет етті. Процесті есептеу уақыты 3,4 ГГц тактілік жиілігі және 2 ГБ жедел жады бар Pentium Duo компьютерінде 24 минутты құрады.

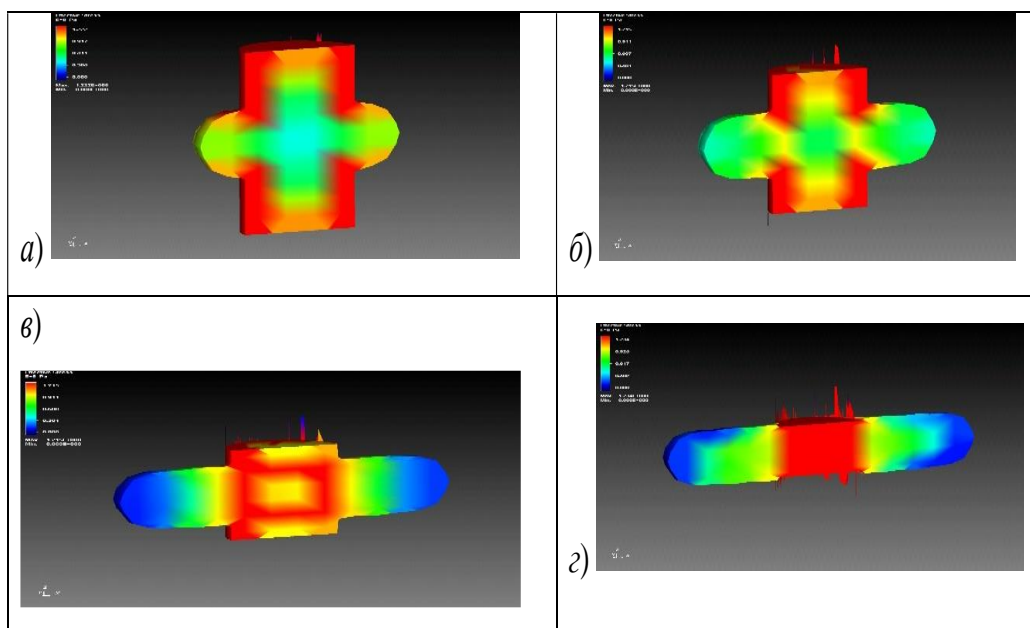


Сурет 17 – CTETRA соңғы элементі

Престеу аппаратта  $1,5 \cdot 10^{-3}$  м/сек жылдамдықпен жүргізіледі. Дайындаманы басқан кезде абсолютті қысу және деформация уақыты 5 мм 6,67 секунд. тиісінше.

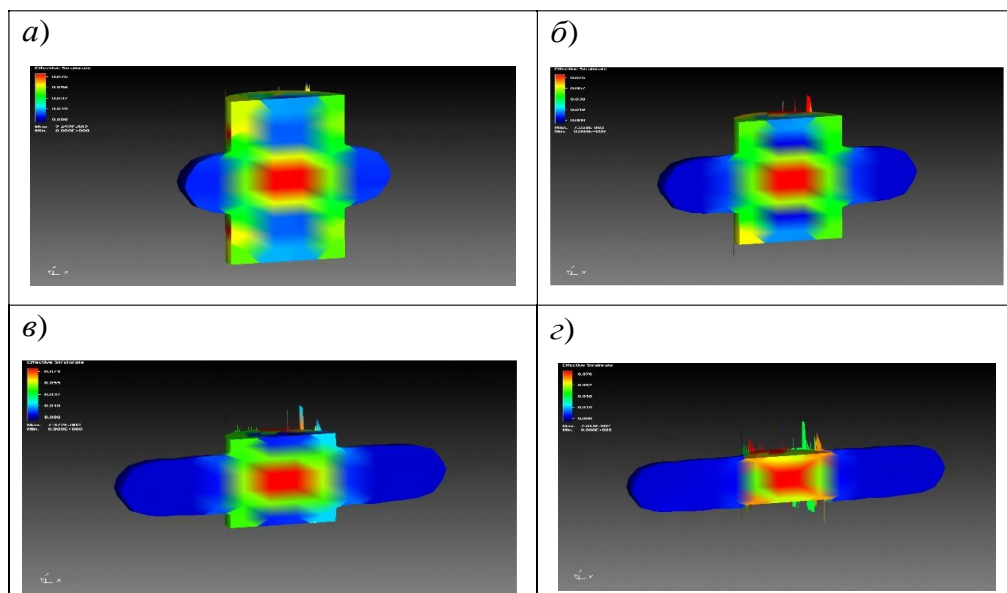
18, 19 және 20-суреттер деформацияның бірінші сатысындағы эквивалентті кернеулер мен деформациялардың және температуралық өрістің таралуын көрсетеді. Алынған сандық модельдеу нәтижелері бойынша мыналар анықталды:

1) престеудің бірінші сатысында және деформацияның бастапқы сәтінде эквивалентті кернеулер дайындаманың жоғарғы және төменгі бүйір беттерінде локализацияланады, яғни. құрылғының жоғарғы және төменгі цилиндріне іргелес дайындаманың учаскелерінде (18, а, б-сурет);

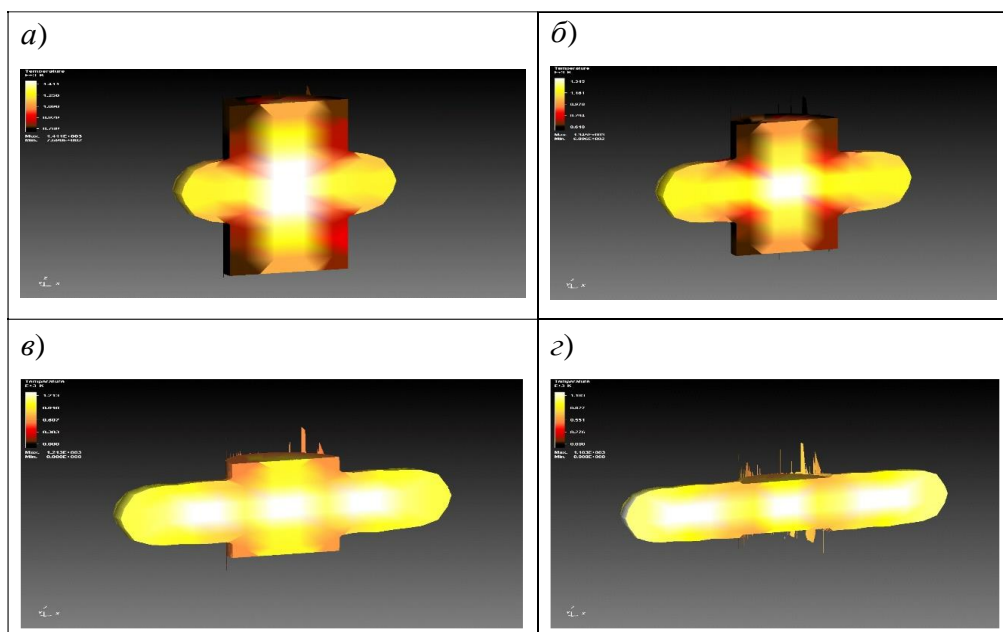


а – 40%; б – 60%; в – 80%; г – 100%

Сурет 18 – Астық ұнтақтау құрылғысында престеу кезінде дайындамадағы эквиваленттік кернеудің таралуының суреті (престеудің бірінші кезеңі)



Сурет 19 – Астық ұнтақтау құрылғысында пресстеу кезінде дайындамадағы эквивалентті деформацияның таралу суреті (пресстеудің бірінші кезеңі)



а – 40%; б – 60%; в – 80%; г – 100%

Сурет 20 – Астық ұнтақтау құрылғысында пресстеу кезінде дайындамадағы температура өрісінің таралу суреті (пресстеудің бірінші кезеңі)

2) сығылудың жоғарылауымен эквивалентті кернеулердің локализациясының екпіні дайындаманың бүйір бетінен орталық бөлігіне беріледі (19-сурет, в) және қысу соңында жоғарғы және төменгі пуансонның астына толығымен шоғырланады (19, г);

3) престоудің бірінші сатысында және деформацияның бастапқы сәтінде эквивалентті деформациялар дайындаманың орталық бөлігінде, сондай-ақ дайындаманың жоғарғы және төменгі бүйір беттерінде локализацияланады, т.б. құрылғының жоғарғы және төменгі цилиндріне іргелес дайындаманың учаскелерінде (20, а, б-сурет);

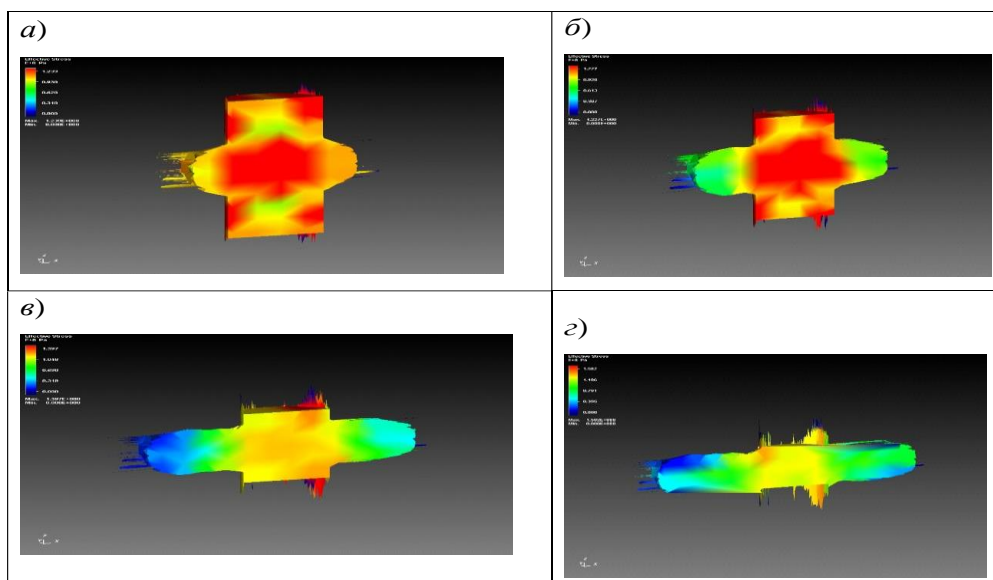
4) сығылудың жоғарылауымен эквивалентті деформациялардың локализациясының екпіні бүйір беттерінен дайындаманың орталық бөлігіне ауысады (19-сурет, в) және қысу соңында жоғарғы және төменгі штамптың астына толығымен шоғырланады (19, г);

5) престоудің бірінші кезеңінде және тақырыптарды деформациялаудың бастапқы сәтінде -

Дайындаманың жоғарғы және төменгі бүйір бөліктерінде температура төмендейді, яғни. дайындаманың орталық бөлігінде температура көтерілген кезде құрылғының цилиндріне іргелес дайындаманың учаскелерінде (20, а, б-сурет);

б) сығылудың жоғарылауымен дайындаманың көлденең қимасы бойынша температура теңестіріледі (20-сурет, в, г), алайда ең жоғары температура аймақтары үстіңгі және төменгі пуансон астында және дайындаманың учаскелерінде шоғырланған. , оның осі престоу осіне перпендикуляр (20, г-сурет);

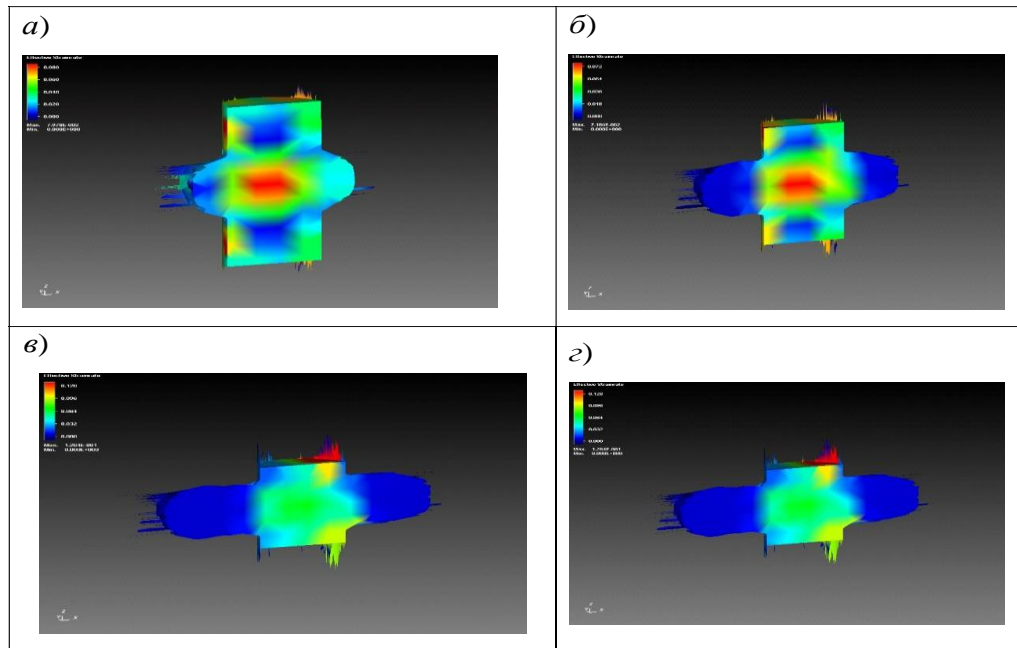
21, 22 және 23-суреттерде эквивалентті кернеулер мен деформациялардың таралу заңдылықтары және деформацияның екінші сатысындағы температуралық өріс көрсетілген (21, 22 және 23-суреттер 90° бұрылған).



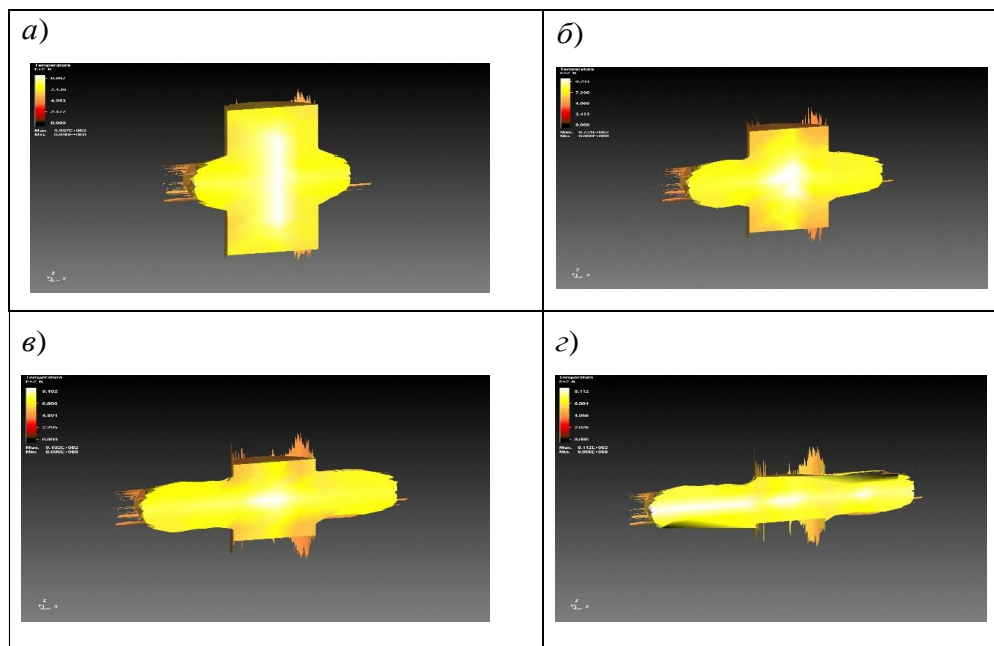
а – 40%; б – 60%; в – 80%; г – 100%

Сурет 21 – Астық ұнтақтау құрылғысында престоу кезінде дайындамаға эквиваленттік кернеудің таралуының суреті (пресстің екінші кезеңі)





Сурет 22 – Астық ұнтақтау құрылғысында пресстеу кезінде дайындамадағы эквивалентті деформацияның таралу суреті (пресстің екінші кезеңі)



Сурет 23 – Астықты ұнтақтауға арналған құрылғыда пресстеу кезінде дайындамадағы температура өрісінің таралуының суреті (пресстің екінші кезеңі)

Алынған сандық модельдеу нәтижелері бойынша мыналар анықталды:

1. Пресстеудің екінші сатысында және деформацияның бастапқы моментінде сол және оң бүйір беттерінде эквивалентті кернеулер локализацияланады – дайындаманың туаһ, яғни. құрылғының сол және оң

цилиндріне іргелес дайындама аймақтарында, сондай-ақ дайындаманың орталық аймағында (21, а, б-сурет);

2. Сығылудың жоғарылауымен эквивалентті кернеулердің локализациясының екпіні дайындаманың бүйір бетінен орталық бөлігіне беріледі (22-сурет, в) және сығудың соңында сол және оң тескіш астында толығымен шоғырланады (22, г);

3. Престеудің екінші сатысында және деформацияның бастапқы сәтінде эквивалентті деформациялар дайындаманың орталық бөлігінде, сондай-ақ дайындаманың сол және оң жақ беттерінде локализацияланады, т.б. құрылғының сол және оң цилиндріне іргелес дайындаманың учаскелерінде (22, а, б-сурет);

4. Сығылудың жоғарылауымен эквивалентті деформациялардың локализациясының екпіні бүйірлік беттерден дайындаманың орталық бөлігіне ауысады (22-сурет, в) және қысу соңында сол және оң тескіш астында толығымен шоғырланады (22-сурет, г);

5. Престеудің екінші сатысында және деформацияның бастапқы сәтінде дайындаманың сол және оң бүйір беттерінде температура төмендейді, яғни. құрылғының сол және оң цилиндрлеріне іргелес дайындаманың учаскелерінде, бұл жағдайда дайындаманың орталық бөлігінде температура көтеріледі (23 а, б-сурет);

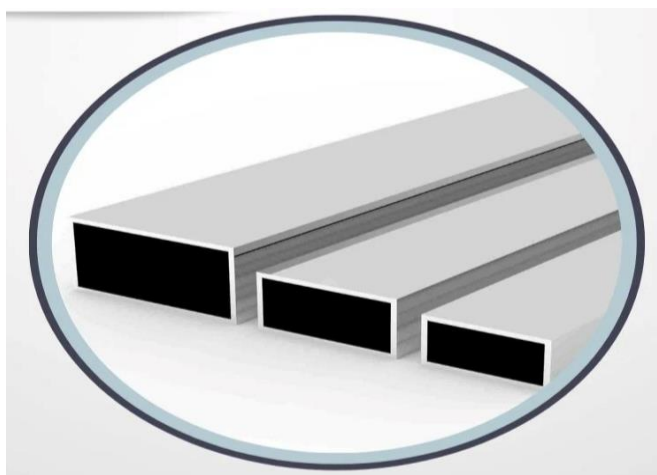
6. Сығылудың жоғарылауымен дайындаманың көлденең қимасы бойынша температура теңестіріледі (23-сурет, в, г), алайда, ең жоғары температура аймақтары сол және оң тескіш астында және дайындаманың учаскелерінде шоғырланған. , оның осі престеу осіне перпендикуляр (23, г-сурет);

7. Ұсынылған құрылғыда престеу кезінде деформацияның бірнеше сатысында ығысу деформациясының дәрежесі (жинақталған деформация) престелген дайындаманың көлденең қимасы бойынша біркелкі бөлінеді.

### 3 Профил сапасын ақырлы элементтер әдісімен зерттеу

Алюминий қорытпаларының механикалық қасиеттері мен деформациялық мінез-құлқын модельдеу үшін соңғы элементтер әдістері кеңінен қолданылады. FEM әртүрлі жүктемелер кезінде материалдың кернеуі мен деформациясының таралуын болжауға, сондай-ақ прокат, экструзия және дәнекерлеу сияқты өңдеу процестерін талдауға мүмкіндік береді. Алюминий профильдерінің сапасын соңғы элементтер әдісімен (FEM) зерттеу өндірістік процестерді талдау мен оңтайландырудың, сондай-ақ соңғы өнімнің механикалық және физикалық қасиеттерін болжаудың маңызды құралы болып табылады.

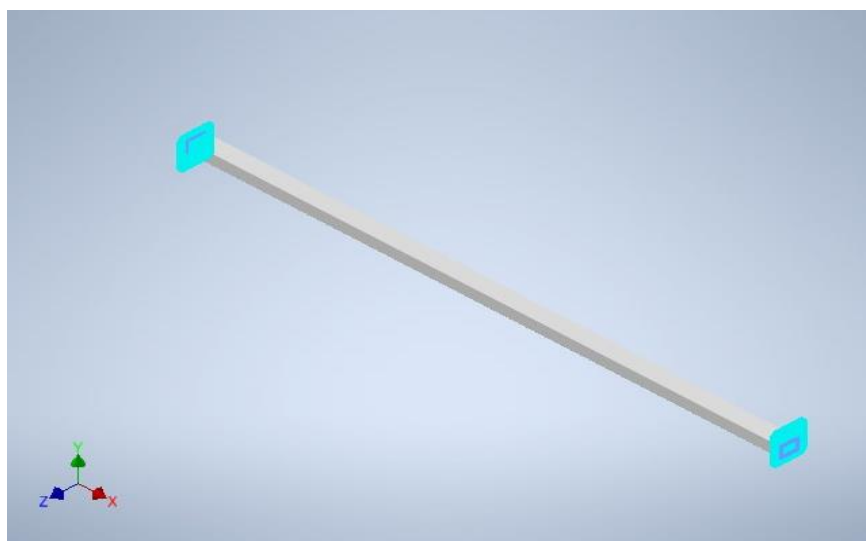
Параметрлері 20x30x1000 болатын және қабырға қалыңдығы 2 мм болатын АД31 алюминий профилі Inventor бағдарламасында сыналған болатын. Профил ортасына 100Н күш түсіріліп материалдың Мизес кернеуін, негізгі кернеулер мен деформациясы және ығысуы анықталды. Алюминий профильдерінің сапасын болжау жұмыс немесе өндіріс кезінде материалда пайда болатын кернеулерді дәл талдауды талап етеді. Кернеулерді анықтау жүктеме кезінде профильдің әрекетін болжауға және рұқсат етілген беріктік шегінен асып кету, жарықтар немесе деформациялардың пайда болуы сияқты ықтимал проблемаларды анықтауға мүмкіндік береді.



Сурет 24 – Үлгі профиль (40x20x1000 мм)

Кесте 2 – Физикалық параметрлері

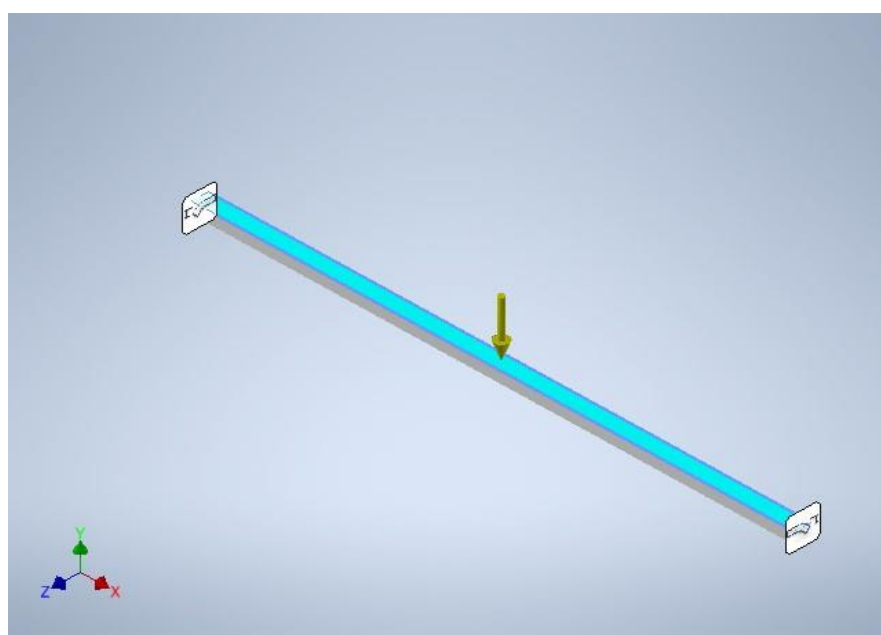
Материал	Алюминий АД31
Тығыздық	2,707 г/см <sup>3</sup>
Масса	0,498088 кг
Аудан	180934 мм <sup>2</sup>
Көлем	184000 мм <sup>3</sup>
Массалар ортасы	x=500 мм, y=0 мм, z=0 мм



Сурет 25 – Профиль моделі

Кесте 3 – Материал

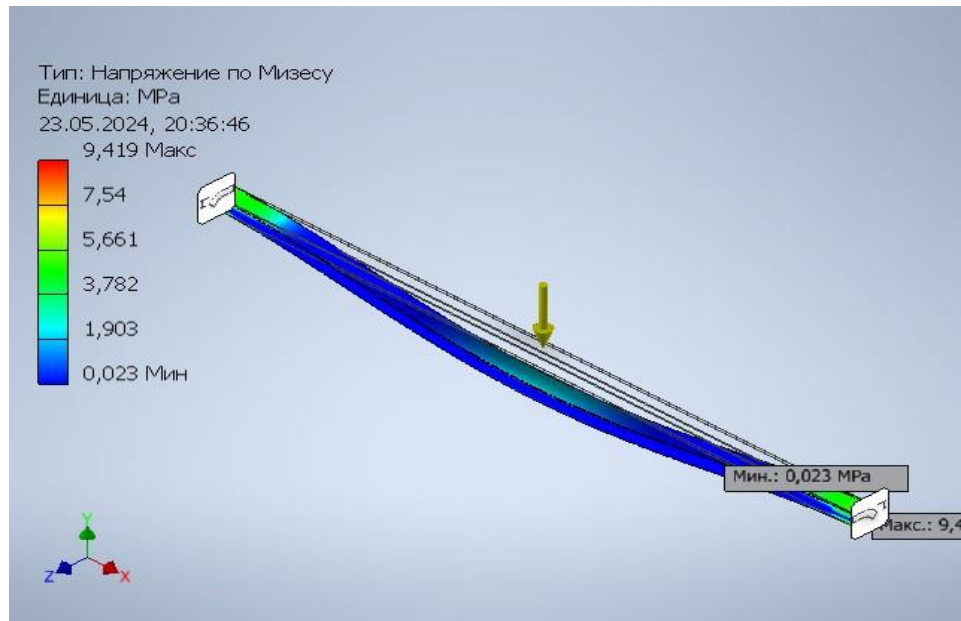
Атауы	Алюминий АД31	
Жалпы мәліметтер	Массалық тығыздық	2,707 г/см <sup>3</sup>
	Аққыштық шегі	240 Мпа
	Созудың беріктік шегі	190 Мпа
Кернеу	Юнг модулі	68,999 Гпа
	Пуассон коэффициент	0,33 бр
	Серпімділік модулі	25,9395 Гпа
Материал атауы	Алюминий профиль АД31.ipt	



Сурет 26 – Профильге жүктемеге сынау

Кесте 4 – Жүктеме:1

Жүктеме түрі	Күш
Шамасы	100,000 Н
X векторы	0,000 Н
Y векторы	-100,000 Н
Z векторы	-0,000 Н



Сурет 27 – Мизес кернеуі

Мизес кернеуі – кернеу күйінің әсерінен материалдың пластикалық деформациялануын (яғни серпімді деформация күйінен пластикалық деформация күйіне өткенде) анықтау үшін қолданылады.

Математикалық тұрғыдан бұл келесідей анықталатын эквивалентті (немесе баламалы) Мизес кернеуі арқылы өрнектеледі:

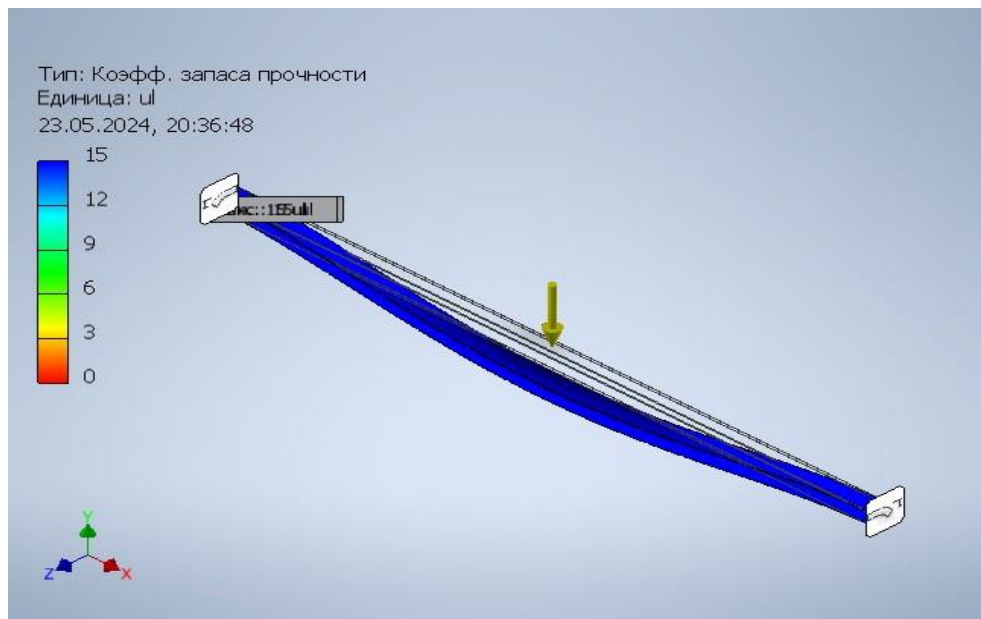
$$\sigma_{\text{эқв}}^{(4)} = \frac{\sqrt{2}}{2} \sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2}$$

Мұндағы  $\sigma_1$ ,  $\sigma_2$  и  $\sigma_3$  – басты кернеулер.

Пластикалық деформация осы эквиваленттік кернеу материалдың аққыштық шегіне жеткенде басталады:

$$\sigma_{\text{эқв}} \geq \sigma_Y$$

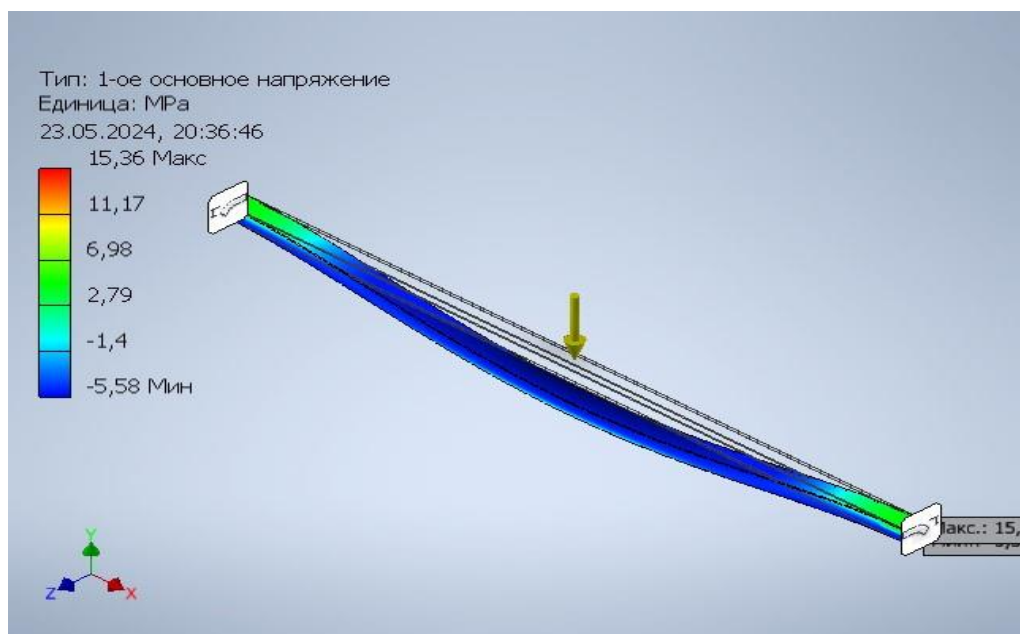
Применение этого критерия позволяет инженерам и конструкторам оценивать безопасность и надёжность конструкций, работающих в условиях сложного напряжённого состояния.



Сурет 28 – Беріктік қор коэффициенті

Беріктік қор коэффициенті- бұл құрылымның есептелгеннен жоғары түсетін жүктемелерге төтеп беру қабілетін көрсететін шама. Коэффициенті материалдың шекті беріктігінің максималды күтілетін жүктемеге қатынасы ретінде анықталады:

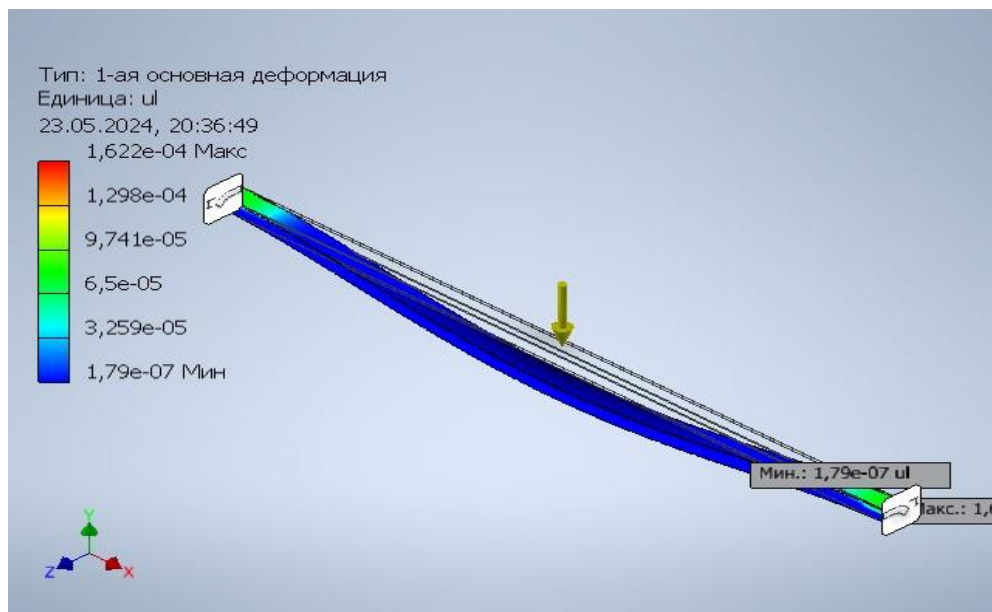
$$n = \frac{\sigma_{\text{пред}}}{\sigma} \cdot z [n].$$



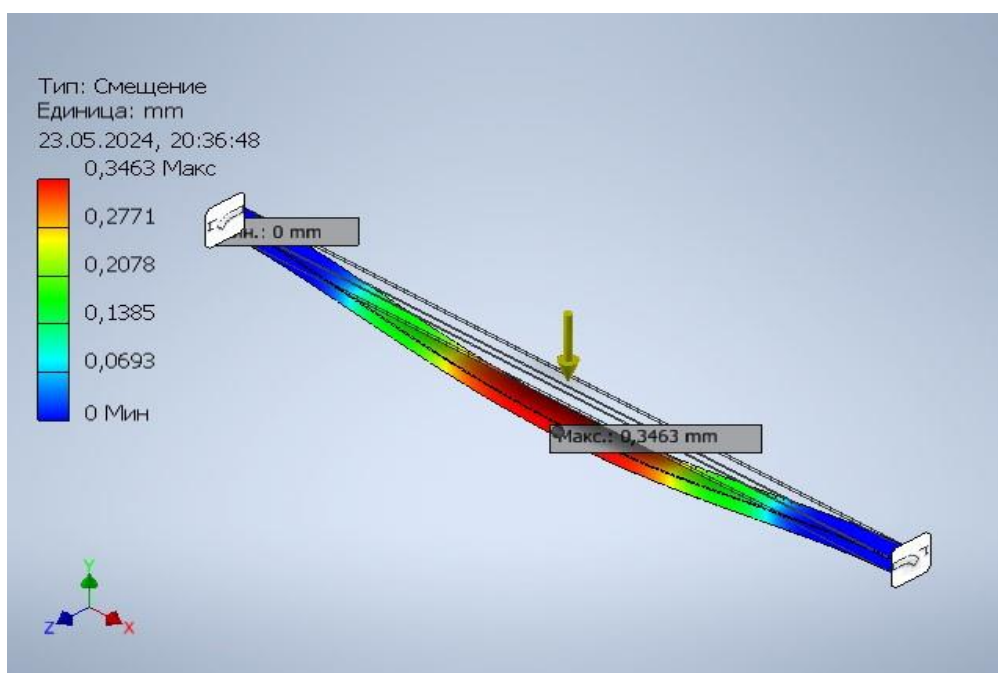
Сурет 29 – Бірінші негізгі кернеу

Материалдың пластикалық деформациясының басталуының немесе істен шығуының критикалық шарттары көбінесе негізгі кернеулер тұрғысынан

тұжырымдалады. Бірінші негізгі кернеу материалдың бір нүктесіндегі үш негізгі кернеудің ең үлкені болып табылады. Негізгі кернеулерді анықтау күрделі кернеу күйлерін талдауды жеңілдетуге және жүктеме кезінде материалдардың әрекетін болжау үшін және Мизес критерийі сияқты беріктік пен аққыштық критерийлерін қолдануға мүмкіндік береді.



Сурет 30 – Бірінші негізгі деформация



Сурет 31 – Ығысу

Зерттеу нәтижелері 5 - кестеде көрсетілген.

Кесте 5 – Нәтижелер

Атауы	Минималды	Максималды
Көлем	184000 мм <sup>3</sup>	
Масса	0,498088 кг	
Мизес кернеуі	0,023459 МПа	9,41902 МПа
1-ші негізгі кернеу	-5,58445 МПа	15,3599 МПа
3-ші негізгі кернеу	-15,6316 МПа	5,68009 МПа
Ығысу	0 мм	0,346338 мм
Беріктік қор коэфф.	15 бр	15 бр
XX кернеуі	-14,2148 МПа	14,0968 МПа
XY кернеуі	-2,1671 МПа	2,17627 МПа
XZ кернеуі	-2,91927 МПа	2,97329 МПа
YY кернеуі	-7,00131 МПа	6,94318 МПа
YZ кернеуі	-1,0379 МПа	1,05362 МПа
ZZ кернеуі	-7,00131 МПа	6,94318 МПа
X осы бойынша ығысу	-0,010484 мм	0,0104837 мм
Y осы бойынша ығысу	-0,346338 мм	0 мм
Z осы бойынша ығысу	-0,000459547 мм	0,00045667 мм
Эквиваленттік деформация	0,000000317742 бр	0,000137647 бр
1-ші негізгі деформация	0,000000178997 бр	0,000162237 бр
3-ші негізгі деформация	-0,000166355 бр	-0,000000297389 бр
XX деформациясы	-0,000139044 бр	0,00013789 бр
XY деформациясы	-0,0000417723 бр	0,000041949 бр
XZ деформациясы	-0,0000562708 бр	0,000057312 бр
YY деформациясы	-0,0000484005 бр	0,0000440844 бр
YZ деформациясы	-0,0000200062 бр	0,0000203091 бр
ZZ деформациясы	-0,000042929 бр	0,0000482274 бр

Кернеулерді анықтау алюминий профильдерінің сапасын болжаудың негізгі аспектісі болып табылады. Ақырғы элементтерді талдауды (FEM) пайдалану кернеудің таралуын дәл есептеп, әлеуетті проблемаларды анықтай алады, бұл дизайн мен өндіріс әдістерін жақсартуға әкеледі, осылайша өнімнің жалпы сенімділігі мен ұзақ қызмет ету мерзімін арттырады.



## ҚОРЫТЫНДЫ

AD31 алюминий қорытпасынан жасалған профильдің сапасын болжау материалдың механикалық және физикалық қасиеттерін талдауды, өндірістік процестерді зерттеуді және заманауи модельдеу әдістерін қолдануды қамтитын күрделі міндет болып табылады. AD31 қорытпасы тамаша механикалық қасиеттеріне, жақсы коррозияға төзімділігіне және өңдеуге қабілеттілігіне байланысты құрылыста, көлікте және өнеркәсіп салаларында кеңінен қолданылады.

Негізгі тұжырымдар:

Химиялық құрамы мен микроқұрылымының рөлі:

AD31 қорытпасының химиялық құрамы беріктік пен икемділік арасындағы тепе-теңдікті қамтамасыз етеді, бұл оны әртүрлі құрылымдық элементтерде қолдануға жарамды етеді.

Микроқұрылым, атап айтқанда дәндердің мөлшері мен біркелкілігі профильдің механикалық қасиеттеріне айтарлықтай әсер етеді. Құю және термиялық өңдеу сияқты өндірістік процестерді оңтайландыру микроқұрылымды, демек соңғы өнімнің сапасын жақсартады.

Сапаны болжау әдістері:

Ақырлы элементтер әдісі (FEM): Профильдегі кернеулерді модельдеу және талдау үшін FEM пайдалану әртүрлі жүктемелер кезінде оның әрекетін болжауға мүмкіндік береді. Бұл жоғары кернеулерге ұшырайтын маңызды аймақтарды анықтауға және оның сенімділігін арттыру үшін профиль дизайнын оңтайландыруға көмектеседі.

Эксперименттік әдістер: Нақты жағдайларда кернеуді өлшеу үшін тензометрлерді және басқа әдістерді қолдану сандық модельдерді тексеруге және болжамдарды нақтылауға мүмкіндік береді.

Өндірістік процестердің әсері:

Балқу температурасы мен салқындату жылдамдығы сияқты құю параметрлерін мұқият бақылау кеуектілік пен жарықтар сияқты ақауларды азайтады.

Термиялық өңдеу жағдайларын оңтайландыру (қатайту және қартаю) профильдің механикалық қасиеттерін, соның ішінде беріктігі мен икемділігін жақсартуға көмектеседі.

Тұрақтылық пен сенімділікті болжау:

Шаршау беріктігін талдау циклдік жүктемелер кезінде профильдің қызмет ету мерзімін болжауға және оның беріктігін арттыру бойынша ұсыныстар әзірлеуге мүмкіндік береді.

Термиялық кернеулерді және олардың профиль сапасына әсерін бағалау жұмыс кезінде температураның өзгеруіне байланысты крекинг пен деформацияны болдырмауға көмектеседі.

Ұсыныстар:

Құрылымдарды оңтайландыру: Модельдеу нәтижелері мен эксперименттік деректер негізінде олардың беріктігі мен сенімділігін арттыру үшін профильдердің дизайнына өзгерістер енгізіңіз.

Өндірістік процестерді жетілдіру: ақауларды азайту және микроқұрылымды жақсарту үшін өндіріс параметрлерін дәлірек бақылау мен реттеуді жүзеге асыру.

Біріктірілген талдау тәсілі: профиль сапасының ең дәл және сенімді болжамдарын алу үшін FEM, эксперименттік әдістер мен аналитикалық есептеулерді қамтитын аралас тәсілді пайдалану.

Қорытынды сөз:

AD31 алюминий қорытпасының профилінің сапасын болжау соңғы өнімдердің сенімділігі мен ұзақ мерзімділігін қамтамасыз етудегі маңызды қадам болып табылады. Ақырғы элементтерді талдау сияқты заманауи модельдеу әдістері тәжірибелік зерттеулермен және өндірістік процестерді оңтайландырумен үйлеседі, жоғары сапа стандарттарына қол жеткізуге және әртүрлі салалардың талаптарын қанағаттандыруға мүмкіндік береді. Осы тәсілдерді қабылдау заманауи өндірістегі табыстың негізгі факторлары болып табылатын тиімдірек және берік конструкцияларды жасауға көмектеседі.

## ПАЙДАЛАНЫЛҒАН ӘДЕБИЕТТЕР ТІЗІМІ

- 1.Алюминиевые сплавы. Применение алюминиевых сплавов. Справочное руководство. Редакционная коллегия И.В. Горынин и др. М.: Металлургия, 1978. - 381 с.
- 2.Елагин В.И., Захаров В.В., Дриц А.М. Структура и свойства сплавов системы Al-Zn-Mg. М.: Металлургия, 1982. - 224 с.
- 3.United States Patent Offise, 3,743,549, July 3,1973.
- 4.Di Russo E., Conservo M., Gatto F. Markus H./Met. Traus., 1993. – Vol. 4, № 4. - P. 1133 – 1144.
5. Gatto F., Di Russo E., Conservo M., Buratti M. / Met. Italiano. – 1994. - № 11. - P. 605 – 606.
6. Di Russo E., Buratti M., Guarda A./Jnt. Conf. on Light Metals, Leoben – Vienna, Aluminum – Verlag, GMBN, Dusseldorf, 1995. – P. 36 – 39.
7. Валдман Дж., Салинский Х., Маркус Х. В книге «Достижение в области ОМД», М.: Металлургия, 1991. - С. 48 – 63.
8. Advances in Deformation Processing, Edited by Jobu J. Burke und Voller Weiss, 80 – 96. Plenum Press. New-York – London.
9. Conservo M., Di Russo E., Guarda A., Waldman J./Metallographic.- 1993. - № 6, - P. 367 – 376.
10. United States Patent, 3,944,586, Mar. 16, 1976.
11. Patent of Japan, 52- 40285, 1978.
12. Kumio T., Susumi K., Kazubiko A., Mutsumi A., Huroshi J./Kobe Ceuko Нухо, Kobe Steel End. Repts. – 1992. – Vol. 32, № 2. – P. 17 – 21.
13. Demande de brevet d'invention, 2 278 788, du 13-2-1976.
14. Добаткин В.И. Слитки алюминиевых сплавов. - Свердловск: Металлургия, 1960. - 175 с. ил.
15. Мальцев М.В. Модифицирование структуры металлов и сплавов. – М.: Металлургия, 1984. - 212 с. ил.
16. Новиков И.И., Золоторевский В.С. Дендридная ликвация в сплавах. – М.: Наука, 1966. - 158 с. ил.
17. Колачев Б.А., Ливанов В.А., Елагин В.И. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. – М.: Металлургия, 1972. - 480 с.ил.
18. Золоторевский В.С., Телешов В.В./Металловедение и термическая обработка металлов, 1970. - №7. - С. 44 – 47.
- 19.Чередниченко В.С. Материаловедение. Технология конструкционных материалов: Учебное пособие для втузов. - 2-е изд., перераб. – М.: Омега-Л, 2006.-752 с.
20. Лахтин Ю.М., Леонтьева В.И. Материаловедение: Учебник для втузов. – 3-е изд., перераб. и доп. – М. : Машиностроение, 1990. – 528 с.
21. Елагин В.И. Легирование деформируемых алюминиевых сплавов переходными металлами. – М.: Металлургия, 1975. - 248 с.ил.

22. Спиридонов В.Б., Власова Т.А., Иорданский В.Н. Алюминиевые сплавы. – М.: Металлургия, 1978. - 269 с. ил.
23. Новиков И.И., Семенов А.Е., Сетюков О.А., Золотеревский В.С. Металловедение и технология легких сплавов. – М.: Наука, 1976. - 492 с.  
2. - Р. 135 – 149.
24. Hardy H.K. “J. Inst. Metals”. 1985. - Vol. 83, № 7. - Р. 339-345.
25. Захаров В.В., Дриц А.М. Металловедение и литье легких сплавов. – М.: Металлургия, 1987. - 136 с.
26. Вайнблат Ю.М., Горохов В.П., Горячев А.П. и др. Металловедение и технология легких сплавов. – М.: Наука, 1976. - 174 с. ил.
27. Вайнблат Ю.М., Курбатова А.В., Капелиович Б.А./Влияние деформации на растворение избыточных фаз в сплаве Д16//Технология легких сплавов.-1983. - №1. - С. 25 – 32.
28. Вайнблат Ю.М., Клепачевская С.Ю., Ланцман П.Ш./Диаграммы структурных состояний и рекристаллизации горячедеформированного сплава АК4-1//Физика металлов и металловедение. 1977. - Т. 44. выпуск 4. - С. 31 – 37.
29. Вайнблат Ю.М., Саголова Т.Б./Миграция границ зерен при высокотемпературной деформации алюминия//Физика металлов и металловедение.1970.- Т.30. выпуск 6. - С. 41 – 48.
30. Вайнблат Ю.М., Родина Н.Б./Изменение субструктурного упрочнения и анизотропии механических свойств при горячей осадке сплава АК8//Технология легких сплавов.1975. - №1. - С. 14 – 17.
31. Вайнблат Ю.М., Хаюров С.С./Влияние дислокации внутри субзерен на субструктурное упрочнения алюминия//Физика металлов и металловедение. 1972. - Т. 33. выпуск 4. - С. 34 – 39.
32. Габидуллин А.Э., Овчинников А.В., Дунаева О.В. Прогноз структурного состояния прессованного профиля из сплава АД31//Металлы 2008. - № 6, - С. 39-46.
33. Габидуллин А.Э., Овчинников А.В. Обоснование температурно-скоростных режимов прессования сложных профилей с использованием САЕ – системы QForm//Технология легких сплавов, 2008. - № 4 - С. 76-81.
34. Габидуллин А.Э., Набатчикова Е.И. Формирование структуры алюминиевых сплавов при горячем прессовании//Всероссийская научно – техническая конференция «Новые материалы и технологии» Тезисы докладов. М.: «МАТИ» - РГТУ, 2008. – 56с.
35. Боргоянов М.П., Ерманок М.З., Кадышева Г.И., Кокоулин В.Г./Влияние предварительной деформации слитков сплава АМгб на скорость прессования// Технология легких сплавов, 1983. - №4. - С. 24 – 30.
36. Узенев Е.К., Жуков В.Д., Галацкий Б.Д. Влияние схемыковки на механические свойства поковок из алюминиевых сплавов//Технология легких сплавов - 1976.- №3. - С. 49-55.
37. Валиев Р.З., Александров И.В. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. М.: Логос. 2000. - 272 с.

38. Meyer L. W. et al. Compressive behaviour of ultrafine-grained AA6063T6 over a wide range of strains and strain rates. // Int. J. Mat. Res. (formerly 2. Metallkd.) 2007. - Vol. 98. №3. - P. 1- 9.

39. Головинов М.Ф. Исследование температурно-скоростных условий процесса прессования алюминиевых сплавов и разработка промышленных методов его интенсификации: Автореф. дис. канд. техн. наук. – М.: ВИЛС, 1972. – 30 с.

40. Разоренов С.В., Канель Г.И., Фортов В.Е. Субмикросекундная прочность алюминия и сплава АМг6М при нормальных и повышенных температурах. // ФММ 2003. - Т. 95, №1. - С.91 – 96.

41. Перлин И.Л., Райтбарг Л.Х. Теория прессования металлов. – М.: Металлургия, 1975. – 447 с.

42. Бережной В.Л. Новые технологии и оборудование будущего в производстве пресс-изделий // Технология легких сплавов. – 2006. – № 1. – С. 52-61

43. Найзабеков А.Б. Условия развития сдвиговых деформаций при ковке // Алматы: Галым, 1997. - 185 с.

44. Павлов И.М. Теория прокатки. - М.: Металлургиздат, 1953. - 610 с.

45. Охрименко Я.М. // Цветные металлы. 1980. - №11. - С. 65 – 73.

46. Беляев С.В., Кузьменко В.А. Температурные условия деформации заготовки в принудительно охлаждаемом контейнере. – Красноярск, 1991. – 20 с. – Деп. в ЦНИИцветмет экономики и информации 17.06.91, 1987-УМ 91.

47. Бережной В.Л., Щерба В.Н., Батулин А.И. Прессование с активным действием сил трения // М.: Металлургия. 1988. - 296 с.

48. Охрименко Я.М., Щерба В.Н., Ефремов Д.Б., Данилин В.Н. // Анализ напряженно-деформированного состояния при прессовании с активным действием сил трения. - Труды МИСиС, 1983. - С. 67 – 72.

49. Данилин В.Н., Данилин А.В. Моделирование течения металла и температурных полей при прессовании различными способами. // Кузнечно-штамповочное производства и ОМД, 2005. - № 5. - С. 29 - 38.

50. Уилкинс М.Л. Расчет упругопластических течений. // Вычислительные методы в гидродинамике. – М.: Мир, 1967. - С. 212-263.

51. Соколов С.С. Методика решения нестационарных упругопластических задач на нерегулярных многогранных лагранжевых сетках. // Вопросы атомной науки и техники. Сер. Математическое моделирование физических процессов. 2002. вып. 2. - С. 23-36.

52. Кайбышев О.А., Утяшев Ф.З. Сверхпластичность, измельчение микроструктуры и обработка труднодеформируемых сплавов // М.: Наука, 2002. - 455 с.

## ҒЫЛЫМИ ЖЕТЕКШІНІҢ ПІКІРІ

### Магистерлік диссертация

(жұмыс түрінің атауы)

Кулмуратов Абзал Бақитжанович

(білім алушының Т.А.Ә.)

7M07112 – Машина жасау өндірісін сандандыру

(білім беру бағдарламасының коды және атауы)

**Тақырыбы:** “Имитациялық модельдеу пайдалана отырып алюминий қорытпаларынан баспақталған профильдердің сапасын болжау”

**Тақырыптың өзектілігі.** Модельдеу арқылы алюминийдің сапасын болжау бірнеше себептерге байланысты қазіргі машина жасау, металлургия мен материалдар өндірісіндегі өзекті міндет болып табылады.

Модельдеу процестің параметрлерінің өзгеруі (температура, салқындату жылдамдығы, қорытпа құрамы және т.б.) соңғы өнімнің сапасына қалай әсер ететінін болжауға мүмкіндік береді. Бұл процестерді оңтайландыруға, қалдықтарды азайтуға және өнімділікті арттыруға жол ашады.

Жалпы жағдайда құрылымды балқыту процесінде алынған "сапа" металл бұйымын дайындау және оны пайдалану процесінде материалдың мінез-құлқын анықтайды. Осы себепті өндіріс пен пайдалану үшін оңтайлы физика-механикалық қасиеттері бар қорытпаны алу жолдарын табу өзекті мәселе болып табылады.

**Жұмыстың мақсаты:** Алюминий қорытпаларынан жасалған пресс-бұйымдарды өндіру технологиясын жетілдіру негізінде оларды дайындау тиімділігін арттырудағы имитациялық моделдеудің орны.

Профильдің соңғы қасиеттеріне әсер ететін түйіршік құрылымы мен фазалық компоненттердің қалыптасуын болжау. Қорытпаның құрамына және өңдеу жағдайларына байланысты соңғы профильдің механикалық қасиеттерін (беріктік, қаттылық, иілгіштік) болжау. Экструдталған профильдердегі ықтимал ақауларды (раковиналар, жарықтар, біртекті емес) анықтау және алдын алу.

Жалпы, жұмыс магистрлік диссертацияға қойылатын талаптарға сай жасалған, өзекті болып табылады, ал оның авторы Кулмуратов Абзал Бахытович 7M07112 – “Машина жасау өндірісін сандандыру” мамандығы бойынша техника ғылымдарының магистрі академиялық дәрежесін алуға лайық деп білемін. диссертациялық жұмысты қорғауға ұсынамын.

### **Ғылыми жетекші**

PhD докторы, қауымдастырылған профессор

(қызметі, ғыл. дәрежесі, атағы)

Удербасева А. Е.

(қолы)

« 3 » 06 2024 ж.

## РЕЦЕНЗИЯ

Магистрлік диссертация (жұмыс түрінің атауы)

Кулмуратов Абзал Бақитжанович

(білім алушының Т.А.Ж.)

7М07112 – Машина жасау өндірісін

сандандыру

(мамандық шифры, атауы)

Тақырыбы «Имитациялық модельдеу пайдалана отырып алюминий қорытпаларынан баспақталған профильдердің сапасын болжау»

Орындалды:

а) графикалық бөлімі 11 парақ б) түсініктеме 59 бет

### ЖҰМЫСҚА ЕСКЕРТУЛЕР

Магистрлік диссертация тапсырма бойынша толық орындалған, алюминий қорытпаларын пресітеу технологиясын жетілдіру, АДЗІ қорытпасының фазалық құрамына, химиялық құрамына, деформацияның қайта кристалдануға және полигонизацияға әсеріне талдау жұмыстары жүргізілген.

АДЗІ алюминий қорытпасынан баспақталған профил мысалға алынып ол жобаланып, САЕ жүйесінде дәлірек айтқанда Inventor бағдарламасында сынақ жүргізіліп, нәтижелер алынды. Сонымен қатар түйіршіктің көлемін азайту үшін қолданылатын пластикалық-деформациялық әдісті көрсету үшін жасалған крест тәрізді құрылғы жобаланып, онда дайындама баспақталған. Есептеу-түсініктеме жазбасы арнайы компьютерлік функция көмегімен терілген, ал графикалық бөлімі А4 форматында толығымен орындалған. Магистрлік диссертацияның графикалық-конструкторлық бөлімі талаптарға сай жасалған.

### Жұмысты бағалау


Жоғарыда айтылғандардың барлығы өте маңызды және аз зерттелген мәселені жан-жақты талдауды қамтамасыз ететін толық, қызықты зерттеу ретінде А.Б. Кулмуратовтың диссертациялық зерттеуін бағалауға мүмкіндік береді. Диссертация қатаң дәйектілікпен, жақсы жалпы баяндаумен, тұжырымдардың анықтығымен және негізділігімен сипатталады. Жұмыс жоғары теориялық және әдістемелік деңгейде жүргізілді.

А.Б. Кулмуратовтың диссертациялық жұмысы «Имитациялық модельдеу пайдалана отырып алюминий қорытпаларынан баспақталған профильдердің сапасын болжау» тақырыбы бойынша кандидаттық диссертацияларға қойылатын талаптарға сай және «өте жақсы» деген

бағаға лайық, ал оның авторы Кулмуратов Абзал Бакитжанович 7M07112 –  
Машина жасау өндірісін сандандыру мамандығы бойынша техникалық  
ғылымдар магистрі академиялық дәрежесіне лайық.

**Рецензент**

Техника ғылымдарының  
кандидаты

 Мурзахметова У.А.

(қолы)

«15» мамыр 2024ж.



**Университеттің жүйе администраторы мен Академиялық мәселелер департаменті  
директорының ұқсастық есебіне талдау хаттамасы**

Жүйе администраторы мен Академиялық мәселелер департаментінің директоры көрсетілген еңбекке қатысты дайындалған Плагиаттың алдын алу және анықтау жүйесінің толық ұқсастық есебімен танысқанын мәлімдейді:

**Автор: Кулмуратов Абзал Бакитжанович**

**Тақырыбы: Имитациялық модельдеу пайдалана отырып алюминий қорытпаларынан баспақталған профильдердің сапасын болжау**

**Жетекшісі: Асемгуль Удербаева**

**1-ұқсастық коэффициенті (30): 6.2**

**2-ұқсастық коэффициенті (5): 2.7**

**Дәйексөз (35): 0.1**

**Әріптерді ауыстыру: 53**

**Аралықтар: 0**

**Шағын кеңістіктер: 11**

**Ақ белгілер: 0**

**Ұқсастық есебін талдай отырып, Жүйе администраторы мен Академиялық мәселелер департаментінің директоры келесі шешімдерді мәлімдейді :**

Ғылыми еңбекте табылған ұқсастықтар плагиат болып есептелмейді. Осыған байланысты жұмыс өз бетінше жазылған болып санала отырып, қорғауға жіберіледі.

Осы жұмыстағы ұқсастықтар плагиат болып есептелмейді, бірақ олардың шамадан тыс көптігі еңбектің құндылығына және автордың ғылыми жұмысты өзі жазғанына қатысты күмән тудырады. Осыған байланысты ұқсастықтарды шектеу мақсатында жұмыс қайта өңдеуге жіберілсін.

Еңбекте анықталған ұқсастықтар жосықсыз және плагиаттың белгілері болып саналады немесе мәтіндері қасақана бұрмаланып плагиат белгілері жасырылған. Осыған байланысты жұмыс қорғауға жіберілмейді.

**Негіздеме:**

Күні



Кафедра меңгерушісі

## Протокол

### о проверке на наличие неавторизованных заимствований (плагиата)

**Автор:** Кулмуратов Абзал Бакитжанович

**Соавтор (если имеется):**

**Тип работы:** Магистерская диссертация

**Название работы:** Имитациялык модельдеу пайдалана отырып алюминий қорытпаларынан баспақталған профилдердің сапасын болжау

**Научный руководитель:** Асемгуль Удербаета

**Коэффициент Подобия 1:** 6.2

**Коэффициент Подобия 2:** 2.7

**Микропробелы:** 11

**Знаки из здругих алфавитов:** 53

**Интервалы:** 0

**Белые Знаки:** 0

**После проверки Отчета Подобия было сделано следующее заключение:**

Заимствования, выявленные в работе, является законным и не является плагиатом. Уровень подобия не превышает допустимого предела. Таким образом работа независима и принимается.

Заимствование не является плагиатом, но превышено пороговое значение уровня подобия. Таким образом работа возвращается на доработку.

Выявлены заимствования и плагиат или преднамеренные текстовые искажения (манипуляции), как предполагаемые попытки укрытия плагиата, которые делают работу противоречащей требованиям приложения 5 приказа 595 МОН РК, закону об авторских и смежных правах РК, а также кодексу этики и процедурам. Таким образом работа не принимается.

Обоснование:

Дата



Заведующий кафедрой