

Министерство науки и высшего образования Российской Федерации
Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего
образования
«Уральский федеральный университет
имени первого Президента России Б.Н. Ельцина»
Институт новых технологий и материалов
Кафедра обработки металлов давлением

ДОПУСТИТЬ К ЗАЩИТЕ в ГЭК

Зав. кафедрой

_____ Шварц Д.Л.
(подпись) (Ф.И.О)
« _____ » _____ 2021 г.

ВЫПУСКНАЯ КВАЛИФИКАЦИОННАЯ РАБОТА

ИССЛЕДОВАНИЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ
ПРИ ПРЕССОВАНИИ ПРУТКОВ ИЗ ЛАТУНИ ЛС59-1 С БОЛЬШИМИ
СТЕПЕНЯМИ ДЕФОРМАЦИИ

Пояснительная записка

22.03.02. 000000. 802 ПЗ

Руководитель
доцент, канд. техн. наук

Шимов Г.В.

Нормоконтролер
доцент, канд. техн. наук

Непряхин С.О.

Студент группы НМТМ-292209

Ворсин А.С.

Екатеринбург, 2021

РЕФЕРАТ

Объектом исследования являются процесс прессования прутков из латуни.

Цель работы – ознакомиться с технологией производства прессованных прутков из латуни. Изучить особенности фазового состояния при различных вариантах обработки. Описать особенности технологии прессования латуни ЛС59-1, рассмотрев российский и зарубежный опыт.

Особым интересом являются процесс прессования прутков из латуни марки ЛС59-1 в условиях ПАО «КУЗОЦМ» на гидравлическом прессе усилием 30МН с коэффициентом удлинения более 700, что соответствует производственной практике.

Исследовать напряженно-деформированное состояние при прессовании прутков из латуни ЛС59-1.

Пояснительная записка содержит 79 с., 25 рис., 2 прил. 25 библ. наим.

СОДЕРЖАНИЕ

РЕФЕРАТ.....	2
ПЕРЕЧЕНЬ СОКРАЩЕНИЙ, УСЛОВНЫХ ОБОЗНАЧЕНИЙ, СИМВОЛОВ, ЕДИНИЦ, ТЕРМИНОВ.....	5
ВВЕДЕНИЕ.....	6
1. ОБЗОР ТЕХНОЛОГИЙ ПРОИЗВОДСТВА ПРЕССОВАННЫХ ПРУТКОВ ИЗ ЛАТУНИ.....	8
1.1. Описание сплава латуни марки ЛС59-1.....	8
1.2. Особенности фазового состояния при различных вариантах обработки	14
1.3. Особенности технологии прессования латуни ЛС59-1, Российский и мировой опыт.....	17
2. ОПИСАНИЕ ПРОИЗВОДСТВЕННОГО ПРОЦЕССА.....	25
2.1. Краткое описание действующей технологии изготовления литой заготовки.....	25
2.2. Краткое описание действующей технологии изготовления прессованной продукции.....	25
2.3. Техническая характеристика технологического оборудования.....	27
3. ОПИСАНИЕ ПРОМЫШЛЕННОГО ЭКСПЕРИМЕНТА.....	34
3.1. Результаты исследований свойств прутков, отпрессованных через одноканальную матрицу	34
3.2. Результаты исследований свойств прутков, отпрессованных через двухканальную матрицу.....	40
3.3. Сравнительный анализ и оценка полученных результатов	43

4. ИССЛЕДОВАНИЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ ПРИ ПРЕССОВАНИИ ПРУТКОВ ИЗ ЛАТУНИ ЛС59-1 С БОЛЬШИМИ СТЕПЕНЯМИ ДЕФОРМАЦИИ.....	52
4.1. Постановка задачи прессования в одноканальную матрицу.....	52
4.2. Результаты расчетов.....	54
ЗАКЛЮЧЕНИЕ.....	57
СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ.....	59
ПРИЛОЖЕНИЯ.....	63

ПЕРЕЧЕНЬ СОКРАЩЕНИЙ, УСЛОВНЫХ ОБОЗНАЧЕНИЙ, СИМВОЛОВ, ЕДИНИЦ, ТЕРМИНОВ

ФИПС – Федеральный институт промышленной собственности;
МПК (МКИ) – международная патентная классификация (международная классификация изобретений);
НКИ – национальная классификация изобретений;
НТИ – научно - техническая информация;
УДК – универсальная десятичная классификация;
ГОУ – государственное образовательное учреждение;
ВПО – высшее профессиональное образование;
РАН – Российская академия наук;
НИУ – научное исследовательское учреждение;
НИИ – научно-исследовательский институт;
ГМК – горно-металлургическая компания;
ОАО – открытое акционерное общество;
ФГУП – федеральное государственное унитарное предприятие.
КУЗОЦМ – Каменск-Уральский завод по обработке цветных металлов
РЗОЦМ – Ревдинский завод по обработке цветных металлов

ВВЕДЕНИЕ

Латуни представляют собой двойные или многокомпонентные сплавы, в которых цинк является основным легирующим компонентом. По сравнению с медью латуни обладают более высокой прочностью, коррозионной стойкостью, упругостью. Двойные латуни, содержащие до 14% цинка, называются томпаком, 14-20% - полутомпаком. При кристаллизации медноцинковых сплавов возможно образование шести различных фаз, но практическое значение имеют сплавы, содержащие до 50% цинка. В соответствии с диаграммой состояния двойные латуни в зависимости от структуры подразделяются на α -латуни, β -латуни, $\alpha+\beta$ -латуни.[1]

В работе рассмотрен Российский и мировой опыт по изготовлению продукции методом прессования. Патентный поиск проводили в патентных фондах ФГАОУ ВО УрФУ, с использованием Интернет-ресурсов, в том числе по сайтам ФИПС и Европейского патентного ведомства. Поиск объектов интеллектуальной собственности в виде публикаций выполнен, в основном с помощью поисковых систем сайтов <http://elibrary.ru/>, <http://www.sciencedirect.com>.

Лидером по производству латунного металлопроката (прессованных и тянутых прутков, а также проволоки) в России является ПАО «КУЗОЦМ». Производство прессованных прутков из латуни в ПАО «КУЗОЦМ» размером с 16мм до 80мм происходит методом обратного прессования на прессе «Presezzi». При запуске прессы в работу в 2008 году были освоены свинцовистые латуни марок ЛС59-1, ЛС59-2, ЛС58-2, ЛС58-3 и их зарубежные аналоги CW617N и CW614N. В последнее время были освоены двойная латунь Л63 и специальные латуни ЛМцА58-2-1, ЛМцСКА58-2-2-1-1.

Особенностью технологического процесса производства прессованных прутков из латуни ЛС59-1 в условиях ПАО «КУЗОЦМ» является проведение процесса прессования с высоким коэффициентом вытяжки, более 700.

Провели серию промышленных экспериментов при прессовании прутков из сплава ЛС59-1 при различных температурах и скоростях прессования, что позволило провести анализ температурно-скоростных

режимов прессования латуни ЛС59-1, влияние режимов на механические свойства прессованного изделия, структуру и фазовый состав.

В результате исследования было проведено изучение прессованной заготовки, рассмотрены температурно-скоростные режимы, отобраны образцы на механические свойства, особое внимание обращено на прочностные и пластические свойства прессованного материала, а также исследования проводились с отбором образцов на микроструктуру рассмотрен размер и расположение зерен, соотношение фаз.

Провели работы по исследованию напряженно-деформированного состояния при прессовании прутков из латуни ЛС59-1 с большими степенями деформации.

По итогам работы совместно с Логиновым Ю.Н. и Шимовым Г.В. подготовлена рукопись статьи (приложение А), которая направлена в редакцию журнала «Металлург».

1. ОБЗОР ТЕХНОЛОГИЙ ПРОИЗВОДСТВА ПРЕССОВАННЫХ ПРУТКОВ ИЗ ЛАТУНИ

1.1 Описание сплава латуни марки ЛС59-1

Латуни представляют собой двойные или многокомпонентные сплавы, в которых цинк является основным легирующим компонентом. По сравнению с медью латуни обладают более высокой прочностью, коррозионной стойкостью, упругостью. Двойные латуни, содержащие до 14% цинка, называются томпаком, 14-20% - полутомпаком. При кристаллизации медноцинковых сплавов возможно образование шести различных фаз, но практическое значение имеют сплавы, содержащие до 50% цинка. В соответствии с диаграммой состояния двойные латуни в зависимости от структуры подразделяются на α -латуни, β -латуни, $\alpha+\beta$ -латуни.[1]

Свинцовая латунь марки ЛС 59-1 является одной из самых распространенных в производстве и применении среди медно-цинковых сплавов. По стандарту ASTM свинцовые латуни занимают марочный ряд С31400-С38600, а аналогом латуни ЛС 59-1 является сплав С37000. Естественно, что при изготовлении полуфабрикатов из данной латуни следует выполнить требования по механическим свойствам. Эти свойства зависят от состояния металла: горячепрессованное, отожженное, нагартованное. При этом делается различие между состоянием после горячей обработки и отжига, что можно объяснить двумя причинами: неполнотой прохождения процесса рекристаллизации и фиксацией в конечный момент обработки различного сочетания альфа и бета фаз [1 - 3].

Таблица 1- Механические и физические свойства латуни ЛС59-1[1]

№	Наименование свойства	Единицы измерения	значения
1	Температура плавления	°С	900
2	Плотность	$г/см^3$	8,5
4	Теплопроводность	$Вт/(м \cdot К)$	0,25
5	Модуль нормальной упругости E	МПа	10,3
6	Предел прочности при растяжении σ_6 : Литая в кокиль Мягкая Твердая (деформированная на 10%)	МПа	0,034 0,042 0,062
7	Относительное удлинение δ : Литая в кокиль Обработанная мягкая Обработанная твердая	%	27 36-50 4-6
8	Относительное сужение (обработанная мягкая) ψ	%	44
9	Предел пропорциональности $\sigma_{mц}$: Литая Обработанная мягкая Обработанная полутвердая Обработанная твердая	МПа	0,010 0,009 0,015 0,040
10	Предел упругости σ_e : Литая	МПа	0,007

Таблица 1- Продолжение

№	Наименование свойства	Единицы измерения	значения
11	Предел текучести $\sigma_{0,2}$: Литая Обработанная мягкая Обработанная полутвердая Обработанная твердая	МПа	0,015 0,0145 0,024 0,042
12	Предел усталости прессованного прутка при 50 миллионов циклов	МПа	0,0162
13	Осадка при сжатии литой латуни	%	40
14	Твердость НВ Литая Обработанная мягкая Обработанная полутвердая Обработанная твердая	МПа	0,081 0,075 0,116 0,149
15	Твердость НR Мягкая твердая	единицы	44 80
16	Коэффициент трения мягкой латуни: Со смазкой Без смазки		0,0135 0,17

Процесс горячего прессования впервые был применен на латуни. Прессованием обрабатывают очень большое количество латуней простых (Л96,Л90,Л85,Л80,Л70,Л68 и Л63) и специальных (ЛС59-1, ЛН65-5, ЛО70-1, ЛО62-1, ЛМц58-2, ЛЖМц59-1-1, ЛМцСКА58-2-2-1-1 и другие). Большинство сплавов прессуют на прутки диаметром от 10 до 180мм – по ГОСТ 2060-06. [4].

Прессованные латунные прутки должны удовлетворять требованиям ГОСТ 2060-2006 «Прутки латунные»[2], DIN EN 12165:1998 «Медь и медные сплавы. Заготовка для поковок»[3].

Поверхность прутков должна быть свободна от загрязнений, затрудняющих визуальный осмотр, без трещин и расслоений.

На поверхности допускаются отдельные плены, вмятины, раковины, риски, задиры и другие дефекты, кольцеватость, следы правки, если они при контрольной зачистке не выводят прутки за предельные отклонения по диаметру. Допускаются следы технологической смазки и цвета побежалости.

По размеру прессованные прутки должны удовлетворять требованиям таблице 2. [2].

Таблица 2-Требования к прессованным пруткам

Номинальный диаметр, мм	Предельное отклонение по номинальному диаметру прессованных прутков при точности изготовления, мм			
	ГОСТ 2060-2006		DIN EN12165:1998	
	нормальной	повышенной	класс А	класс В
Номинальный диаметр круглых прутков и предельные отклонения по диаметру				
св. 18,0 до 30,0 включ.	±0,42	±0,26	±0,30	±0,17
св. 30,0 до 50,0 включ.	±0,50	±0,31	±0,60	±0,20
св. 50,0 до 80,0 включ.	±0,60	-	±0,70	±0,37

Отклонение от формы поперечного сечения допускается в пределах допуска по диаметру. Прутки должны быть выправлены. Максимальная кривизна прутков на 1 м длины по ГОСТ 2060-2006 и DIN EN12165:1998 не должна превышать значений, указанных в таблице 3[3].

Таблица 3- Допустимое значение максимальной кривизны прутков

Максимальная кривизна прутков на 1 м длины при номинальном диаметре или расстоянии между параллельными гранями прутка, мм			
ГОСТ 2060-2006		DIN EN12165:1998	
св.18 до 40	4,5	св.10 до 50	3,0
св.40 до 50	5,0		
св.50 до 80	6,0		

По механическим свойствам прессованные прутки повышенной пластичности должны удовлетворять параметрам, приведенным в таблице 4 [2].

Таблица 4 — Механические свойства прутков повышенной пластичности

Марка латуни	Способ изготовления	Состояние материала	Вид испытаний	Номинальный диаметр или расстояние между параллельными гранями, мм	Временное сопротивление σ_b , МПа не менее	Относительное удлинение после разрыва, δ_5 % не менее
ЛС59-1	тянутое	мягкое	P	От 3 до 50	340	32
		полутвердое	P	От 3 до 12	430	14
		полутвердое	P	От 13 до 20	430	16
		полутвердое	P	От 21 до 40	410	20
		твердое	P	От 3 до 12	490	12
	прессованные	P	От 10 до 180	360	23	

Различие теплопроводности разных марок латуни определяет разный характер течения этих сплавов. [4].

Так, сплав Л96, обладая, как и медь, высокой теплопроводностью, течет почти так же как и медь, то есть по первому типу. С несколько большей, но все же сравнительно невысокой неравномерностью прессуются сплавы Л90, Л80, у сплава Л68 неравномерность течения повышается, а у сплавов Л63 и ЛС59-1 она становится очень большой. Вследствие низкой теплопроводности латуни, понижающейся по мере повышения содержания цинка, создается очень неравномерная пластичность в слитке по сечению. Этим неравномерным характером истечения, наблюдаемым на $(\alpha+\beta)$ -латуни, объясняется то, что образование прессутяжки на латунях этого класса наиболее сильно. Прессутяжка редко наблюдается на α -латуни и меди. Поэтому латунь прессуют с прессостатками, близкими по величине к прессостаткам, принятым для $(\alpha+\beta)$ -латуни прессостаток должен быть значительно больше. Прессование специальных латуней аналогично прессованию простых латуней. Чем больше цинка, тем неравномернее характер истечения и у специальных латуней. Пластичность латуней зависит от состава, температуры и структурного состояния сплава. [4].

Признанным лидером в производстве латунного прессованного прутка является ОАО «КУЗОЦМ». Особенностью производства прессованного латунного прутка, в последнее время является то, что произошел переход технологического маршрута прессования с гидравлических прессов прямого прессования на новый гидропресс обратного прессования. Новая технология позволяет вести процесс прессования с более высоким обжатием, так масса слитка с 120-300 кг выросла до 400-625кг. При этом нет необходимости увеличивать температуру прессования, температура нагрева слитков перед прессованием (640-740) °С. Прессование производится с рубашкой, толщиной до 2-х мм, прессостатком толщиной (30± 5) мм. [5].

С целью исключения прилипания прессрубашки к боковой поверхности матрицедержателя и опорного кольца и более легкого ее удаления боковая поверхность матрицедержателя и опорного кольца смазывается смазкой DAG-1559, при ее отсутствии допускается применение смеси графита и минерального масла. Торцевая поверхность опорного кольца и матрицы не смазывается. Прессование прутков размерами 25-50мм производится в матрицы из твердого сплава (ВК8). Прессование размеров 50-80мм в матрицы из стали 3Х2В8Ф. Основным достоинством технологии прессования прутков из латуни в условиях ОАО «КУЗОЦМ», является высокий выход годного прессованного прутка 88%, с перспективой

доведения его до 92%. В то же время качество прутков напрямую зависит от качества поверхности слитков при обратном прессовании, а так же повышенная анизотропия механических свойств по сечению прессованного прутка.

1.2. Особенности фазового состояния при различных вариантах обработки

Из диаграммы состояния Cu-Zn видно, что сплавы меди с цинком, обрабатываемые прессованием, обладают различной структурой (α , $\alpha + \beta$, β) что определяет различие их свойств и поведения в процессе прессования. С уменьшением содержания меди сопротивление металла деформации уменьшается, но одновременно уменьшается и теплопроводность и, следовательно, растет неравномерность деформации. Добавка алюминия, марганца, железа и никеля к α -латуни не понижает ее пластичности, тогда как свинец и олово влияют отрицательно, ограничивая и без того низкий интервал пластичности α -латуни. Присутствие последних двух элементов не сказывается на температурном интервале пластичности сплавов. [6]

С уменьшением содержания меди сопротивление металла деформации уменьшается, но одновременно уменьшается и теплопроводность и, следовательно, растет неравномерность деформации. Добавка алюминия, марганца, железа и никеля к α -латуни не понижает ее пластичности, тогда как свинец и олово влияют отрицательно, ограничивая и без того низкий интервал пластичности α -латуни. Присутствие последних двух элементов не сказывается на температурном интервале пластичности сплавов.

В соответствии с межгосударственным стандартом ГОСТ 15527к ($\alpha + \beta$) деформируемым латуням относятся сплавы меди с цинком, содержащие более 33 % цинка. Двойные латуни хорошо обрабатываются методами холодной деформации. При деформации в горячем состоянии эти латуни обладают свойством степенного разупрочнения, что может провоцировать локализацию деформации. Некоторые латуни легируют другими компонентами для получения специальных свойств. Часто эти элементы вводят в латуни в таких количествах, чтобы они полностью растворялись в альфа- или бета-фазах, это касается, например, оловянных латуней и сложных латуней в какой-то мере. В свинцовых латунях свинец присутствует

в виде отдельной третьей фазы, повышая триботехнические свойства изделий и улучшая способность к обработке резанием.

Для пояснения фазового состояния латуни на рисунке 1, а приведена диаграмма состояния Cu-Zn с увеличенным масштабом при содержании цинка, соответствующим стехиометрии обсуждаемого сплава. На рисунке 1, б приведена увеличенная часть этой диаграммы вблизи химического состава рассматриваемой марки латуни.

Фазовое состояние свинцовых латуней характеризуется диаграммой состояния системы Cu-Zn, а влияние свинца оценивается с помощью принципа Гийе. В соответствии с ним влияние третьего компонента (свинца) оценивается за счет изменения содержания цинка

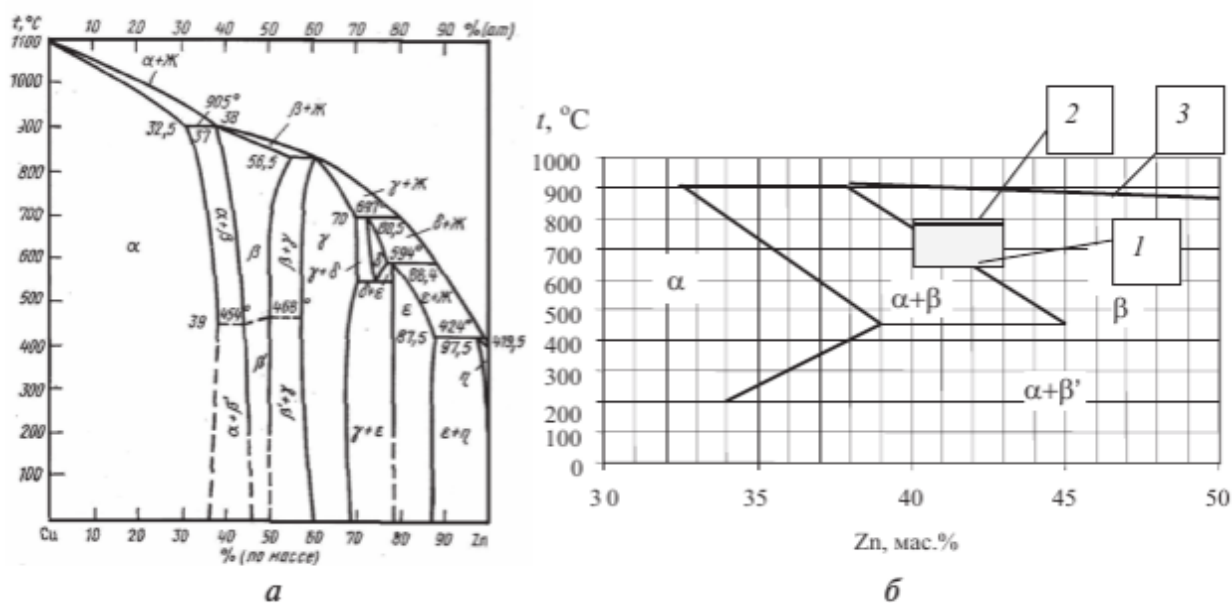


Рисунок 1- Диаграмма состояния Cu-Zn (а) и увеличенная часть этой диаграммы вблизи химического состава рассматриваемой марки латуни (б)

Фазовое состояние свинцовых латуней характеризуется диаграммой состояния системы Cu-Zn, а влияние свинца оценивается с помощью принципа Гийе. В соответствии с ним влияние третьего компонента (свинца)

оценивается за счет изменения содержания цинка на фазовой диаграмме. Кажущееся содержание цинка подсчитывается по формуле:

$$A' = 100A / (100 + D(k - 1)),$$

где D — количество третьего компонента,

k — коэффициент эквивалентности, для свинца $k = 1$.

Если подставить последнее значение в формулу, то получим для свинцовых латуней $A' = A$, и на диаграмме состояния Cu-Zn свинец полностью играет роль цинка.

При горячем прессовании вблизи температуры фазового перехода $\alpha + \beta$ в β должно быть учтено неоднородное распределение температур по объему очага деформации. Сказанное поясняется на рисунке 2, а, на котором показано, что слиток, помещенный в контейнер 1, выдавливают пуансоном с прессшайбой 2 через отверстие матрицы 3 с образованием прутковой заготовки. [6]

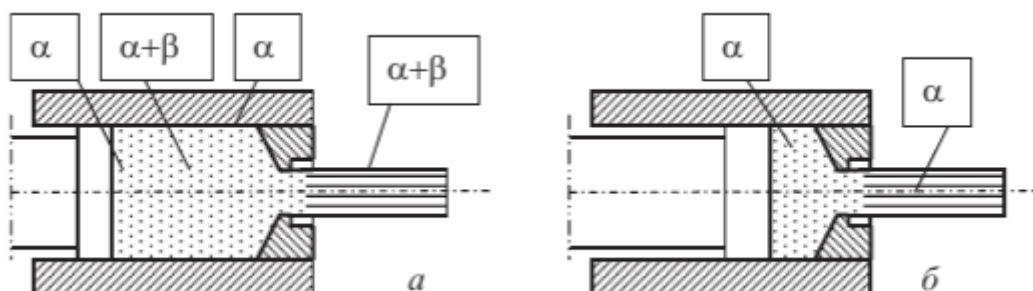


Рисунок 2-Возможное изменение фазового состава заготовки двухфазной латуни при большой температуре нагрева (а) и при пониженной температуре нагрева с учетом эффекта захлаживания от инструмента (б): 1 — пуансон с пресс-шайбой; 2 — контейнер; 3 — матрица.

Если металл нагрет выше температуры перехода в бета-состояние и отсутствуют потери тепла, то реализуется схема рисунка 2, а: в очаге деформации фазовое состояние однородное, а превращение в $(\alpha + \beta)$ -структуру происходит после выхода металла из матрицы по мере остывания заготовки. Однако прессование ведут с применением инструмента, нагретого

до меньших температур (около 400 °С), чем нагрет деформируемый металл, поэтому периферийные слои слитка могут оказаться в захлажденном состоянии и перейти из β-состояния в α +β состояние не на выходе из матрицы, а внутри очага деформации, что показано на рисунке 2, б наличием двухфазных областей в местах соприкосновения с более холодным инструментом: стенкой контейнера и пуансоном. Пластическая деформация в этом случае будет сопровождаться большой неоднородностью. Следует отметить, что процесс разогрева матрицы в течение одного цикла прессования может влиять на изменение фазового состояния металла заготовки, ее свойства могут изменяться от выходного конца к утяжинному, это часто наблюдается и в производственных условиях. [6]

1.3. Особенности технологии прессования латуни ЛС59-1, Российский и мировой опыт

Из уровня техники известен способ производства горячепрессованных заготовок из свинцовой латуни, включающий нагрев заготовок, перенос заготовки в контейнер прессы и последующее прессование [7]. Имеются справочные данные, характеризующие тепловые условия осуществления процесса прессования. В книге [7] для свинцовых латуней марок ЛС59-1, ЛС58-2, ЛС60-2 установлен интервал температур прессования 650-700°С.

Японская фирма Toto Ltd получила патент США № US 6458222 [8], в котором описан способ производства полуфабрикатов из латуни с добавками свинца, включающий нагрев заготовок до температуры 300-650°С и последующее горячее прессование. Такая низкая температура нагрева объясняется стремлением сохранить в сплаве гамма-фазу, образовавшуюся в результате повышенного содержания в латуни олова (до 7%).

В описании к патенту № RU 2016134 [9] со ссылкой на техническую документацию Каменск-Уральского завода ОЦМ изложен способ производства полуфабрикатов из свинцовой латуни, включающий нагрев заготовок до 740°С, перенос заготовки в контейнер прессы и последующее прессование. Допуск на температуру нагрева установлен в диапазоне плюс-минус 40°С, что составляет интервал 700...780°С. Следует отметить, что в производственных условиях стремятся назначить температуру нагрева

заготовок, близкую к нижней границе температурного интервала, преследуя цель снижения окалинообразования и уменьшения потерь металла.

Из уровня развития техники в качестве прототипа выбран способ производства горячепрессованных заготовок из свинцовой латуни, включающий нагрев заготовок, перенос заготовки в контейнер прессы и последующее прессование [10]. В соответствии с рекомендациями, приведенными в прототипе [10], температура нагрева предназначенных для прессования слитков из латуней ЛС59-1, ЛС63-3 устанавливается на уровне 650-780°C в зависимости от диаметра слитка и вида полуфабриката, что не противоречит вышеприведенным данным технологии КаменскУральского завода ОЦМ. Однако анализ состояния свинцовых альфа+бета латуней в данном довольно широком температурном диапазоне приводит к выводу о наличии в материале двух структурных составляющих: альфа+бета-структуры и бета-фазы, причем в зависимости от конкретной температуры в пресс-изделии устанавливается определенное соотношение фаз, не контролируемое изготовителем. В результате свойства полуфабриката оказываются не стабильными по его длине, что снижает потребительские характеристики продукции. Кроме того, прессование материала в двухфазной области приводит к реализации крайне неравномерной картины течения металла, что вызывает появление дефектов, например, в виде развитой прессутяжины. Предлагается способ изготовления горячедеформированных прутковых заготовок из свинцовой латуни, включающий нагрев заготовок, перенос заготовки в контейнер прессы и последующее прессование. Способ отличается тем, что нагрев заготовок производят выше температуры перехода ($\alpha + \beta$)-структуры в β -фазу, но ниже на 100°C температуры солидус.

В этом случае состояние деформируемого материала отличается большой однородностью, поскольку он весь целиком находится в однофазном состоянии. При прессовании в одних макрообъемах тепло интенсивно отводится, в других макрообъемах тепло интенсивно выделяется, поэтому нагрев заготовки до определенной температуры может не гарантировать достижения необходимого результата.

В соответствии с ГОСТ 15527 альфа+бета свинцовые латуни представлены марками ЛС59-1 и ЛС60-1, но, кроме этого, могут производиться и другие марки по иным нормативным документам, включая

зарубежные стандарты. Наиболее распространенной маркой латуни является ЛС59-1. Номинальное кажущееся содержание цинка в латуни ЛС59-1 (57...60% Cu) составляет $40+1=41\%$. Поле допуска содержания цинка составляет минус 1 - плюс 2%. На диаграмме состояния рисунок 3 длина горизонтальной стороны выделенного прямоугольника 1 показывает поле допуска кажущегося содержания цинка для латуни ЛС59-1. Длина вертикальной стороны этого же прямоугольника показывает температурный интервал нагрева заготовки по прототипу. Видно, что прямоугольник пересекает линия перехода из альфа+бета-состояния в бета-состояние. Поэтому в условиях прототипа сплав находится в виде смеси фаз, что приводит к неоднородности истечения при прессовании, неоднородности получаемой структуры и повышенным отходам в виде пресс-утяжины.

На этой же диаграмме прямоугольник 2 характеризует условия обработки по предлагаемому техническому решению. Для того же состава сплава вертикальная сторона прямоугольника характеризует температурный интервал $780-800^{\circ}\text{C}$. Видно, что вся область прямоугольника находится за пределами фазового перехода альфа+бета-состояния в бета-состояние. Именно поэтому процесс осуществляется без недостатков, характерных для прототипа.

Содержание примесей в латуни может несколько сдвигать линии фазовых превращений на диаграмме, поэтому общей рекомендацией является необходимость нагрева заготовок выше температуры перехода альфа+бета-структуры в бета-фазу, но ниже на 100°C температуры солидус. Частной рекомендацией, опробованной в производственных условиях, является нагрев заготовок до температуры $780-800^{\circ}\text{C}$, что относится к маркам альфа+бета свинцовых латуней, производимых промышленностью в настоящее время. Однако при производстве иных марок латуней, например, по зарубежным стандартам следует руководствоваться более общим подходом

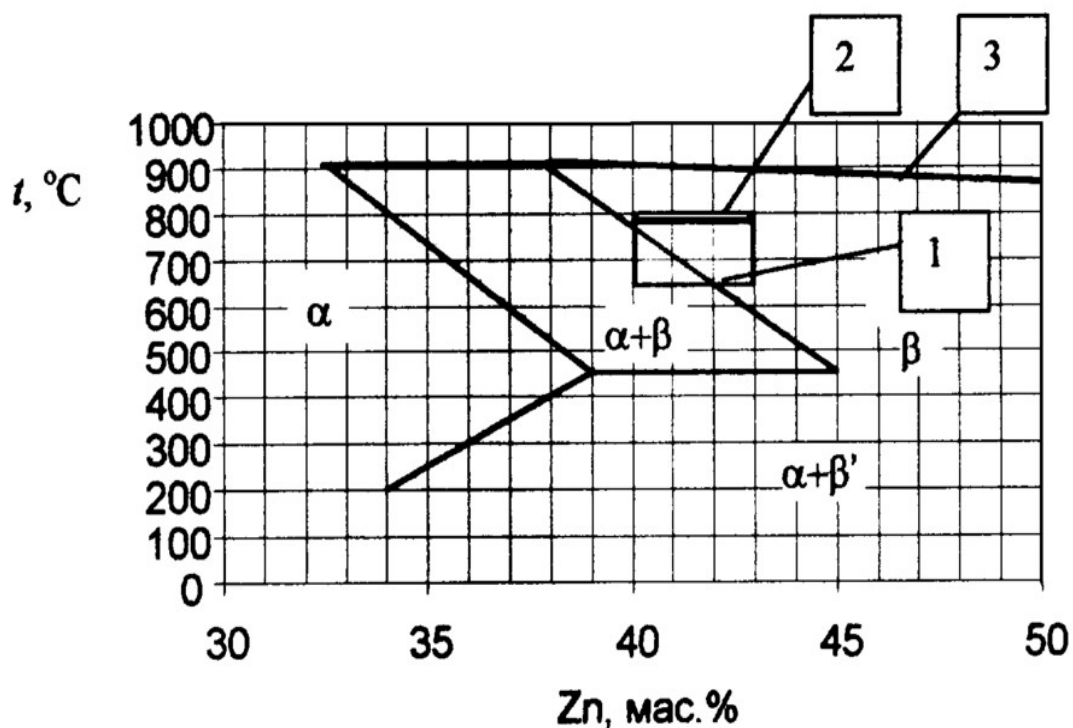


Рисунок 3- Часть диаграмма Cu-Zn

Содержание примесей в латуни может несколько сдвигать линии фазовых превращений на диаграмме, поэтому общей рекомендацией является необходимость нагрева заготовок выше температуры перехода альфа+бета-структуры в бета-фазу, но ниже на 100°C температуры солидус. Частной рекомендацией, опробованной в производственных условиях, является нагрев заготовок до температуры $780\text{--}800^\circ\text{C}$, что относится к маркам альфа+бета свинцовых латуней, производимых промышленностью в настоящее время. Однако при производстве иных марок латуней, например, по зарубежным стандартам следует руководствоваться более общим подходом.

Линия 3 на диаграмме состояния характеризует температуру солидус. Для латуни ЛС59-1 она составляет 900°C . Известно, что обработка сплавов непосредственно вблизи температуры солидус может привести к перегреву или пережогу. Из опытов установлено, что прессование ниже 800°C , т.е. ниже на 100°C температуры ликвидус, обеспечивает получение качественной структуры металла.

На рисунке 3 приведена часть диаграммы фазового состояния системы Cu-Zn с указанием областей существования альфа+бета и бета-структур для прототипа и по предлагаемому решению.

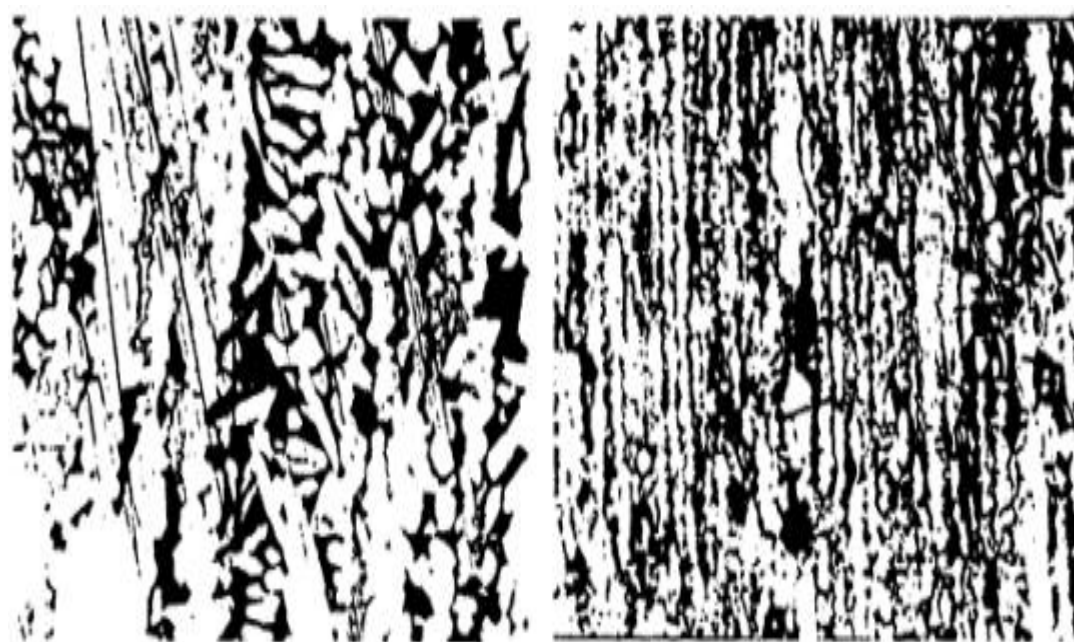
Пример 1. В условиях прототипа слиток из латуни ЛС59-1 диаметром 172 мм и длиной 470 мм нагревали до температуры 680-700°C, переносили заготовку в контейнер прессы и осуществляли прессование прутка диаметром 11 мм. На рисунке 4,а с увеличением ($\times 200$) показана структура в продольном направлении переднего конца полученной заготовки, а на рисунке 4,б - утяжинного конца заготовки. Сравнение показывает на высокий уровень неоднородности структуры, что сказалось и на механических характеристиках (определены по пяти образцам, приводятся средние величины). Металл переднего конца характеризуется временным сопротивлением $\sigma_b=420$ МПа, относительным удлинением $\delta=26\%$, а для металла утяжинного конца $\sigma_b=385$ МПа, $\delta=11\%$. Сравнение средних величин показывает, что различия σ_b составляют 9%, а δ - 58%. При плановой величине пресс-остатка длина пресс-утяжины составила 13 м.

Пример 2. В условиях предлагаемого технического решения слиток из латуни ЛС59-1 диаметром 172 мм и длиной 470 мм нагревали до температуры 780...800°C, переносили заготовку в контейнер прессы и осуществляли прессование прутка диаметром 11 мм. Как видно из диаграммы рисунка 3, этот температурный диапазон выше температуры перехода альфа+бета-структуры в бета-фазу, но ниже на 100°C температуры солидус. На рисунке 5,а с увеличением ($\times 200$) показана структура в продольном направлении переднего конца полученной заготовки, а на рисунке 5,б - утяжинного конца заготовки. Сравнение показывает резкое улучшение однородности структуры, что сказалось и на механических характеристиках (определены усреднением величин при прессовании десяти слитков, приводятся средние величины). Металл переднего конца характеризуется временным сопротивлением $\sigma_b=432$ МПа, относительным удлинением $\delta=14,6\%$, а для металла утяжинного конца $\sigma_b=436$ МПа и $\delta=18,1\%$. Сравнение средних величин показывает, что различия σ_b составляют 1%, а δ - 24%. При плановой величине пресс-остатка длина пресс-утяжины составила 2,2 м. Сравнение с прототипом показывает, что однородность распределения временного сопротивления по длине заготовки улучшилась на $9-1=8\%$, однородность относительного удлинения улучшилась на $58-24=34\%$. Отходы на обрезь прессутяжины уменьшились на

$100(13-2,2)/13=83\%$. Качественно аналогичный результат был получен при прессовании слитков из латуни марки ЛС60-1.

Пример 3. Слиток из латуни ЛС59-1 диаметром 172 мм и длиной 470 мм нагревали до температуры 820°C, переносили заготовку в контейнер прессы и осуществляли прессование прутка диаметром 11 мм. В этом варианте прессования температура оказалась слишком велика, вследствие пережога возникли трещины на боковой поверхности пресс-изделия.

Технический результат от применения заявляемого объекта заключается в повышении однородности структуры металла и распределении механических свойств по длине изделия, а также уменьшении отходов производства.



а

б

Рисунок 4- Микроструктура латуни ЛС59, характерная для переднего конца (а) и утяжинного конца (б) отпрессованного прутка при температуре нагрева 690 ± 10 °С



а



б

Рисунок 5- Микроструктура латуни ЛС59, характерная для переднего конца (а) и утяжинного конца (б) отпрессованного прутка при температуре нагрева 780 ± 20 °С

Знакомясь с отечественным и международным опытом, изучая иностранные патенты с сайта ФИПС и Европейского патентного ведомства пришел к выводу, что основными направлениями в исследовании является получения мелкого зерна, контроля фазовых превращений переходов и разработка сплава заменителя свинцовистым латуням со высокими свойствами обработки резанием, но без содержания свинца.

Патентом RU2016134 со ссылкой на техническую документацию Каменск-Уральского завода ОЦМ изложен способ производства полуфабрикатов из свинцовой латуни, включающий нагрев заготовок до 740°C , перенос заготовки в контейнер прессы и последующее прессование. Допуск на температуру нагрева установлен в диапазоне плюс-минус 40°C , что составляет интервал $700\cdots 780^{\circ}\text{C}$. Следует отметить, что в производственных условиях стремятся назначить температуру нагрева заготовок, близкую к нижней границе температурного интервала, преследуя цель снижения окалинообразования и уменьшения потерь металла.

По патенту [GB1285561](#) предложен процесс изготовления альфа+бета латуни с ультрамелким зерном менее $0,01\text{мм}$. Процесс включает в себя подготовительную операцию термообработки, заключающую в нагреве литой заготовки до температуры, при которой структура полностью

переходит бета фазу, с последующей закалкой в воде. Закалка позволяет зафиксировать нестабильную бета фазу. Следующая операция нагрев до температуры 475-525°C, экструзия с суммарным коэффициентом вытяжки от 5 до 20 единиц.

Для латуни с содержанием меди 60% и цинка 40%, температура нагрева для закалки составляет 850°C, температура экструзии 500°C. Изобретение применимо к другим альфа-латунным сплавам, которые содержат небольшие добавки в виде циркония или церия, для улучшения свойств при горячей штамповки.

Патентом JP2000355746A предложен способ получения латуни включающий операцию горячего прессования сплава с содержанием цинка 37-46%, прессование при температуре 480-650°C и охлаждении отпрессованного изделия со скоростью 0,4К/с до температуры ниже 400°C.

Патентом JP2006009053A предложен латунный бессвинцовый сплав хорошей обрабатываемостью резкой. Так как свинец представляет опасность для организма человека и окружающей среды, поэтому разработка бессвинцовой латуни для замены свинцовой латуни находится в центре внимания всех стран мира. Учитывая вышеизложенные проблемы, целью настоящего изобретения является техническое решение для получения латунного сплава, который обладает отличными режущими характеристиками, хорошей коррозионной стойкостью и механическими свойствами и не вызывает загрязнения свинцом.

Химический состав сплава: 70-08% меди, 0,5-1% железа, 0,05-0,13% висмута, 0,05-0,08% алюминия, 0,03-0,09% марганца, 0,2-0,4 селена, 0,1% кобальта, остальное цинк.

Процесс прессования проходит в предварительно подогретую втулку контейнера до температуры 450-500°C и прессовый инструмент подогретый до температуры 350-400°C, литая заготовка нагревается до температуры 750°C.

2. ОПИСАНИЕ ПРОИЗВОДСТВЕННОГО ПРОЦЕССА

2.1. Краткое описание действующей технологии изготовления литой заготовки

Подготовка шихты. Производится сортировка лома и отходов по видам цветных металлов на сортировочных столах или конвейерах. Сортировка осуществляется по внешним отличительным признакам, по маркировке, методом спектрального анализа. Отсортированный металл поступает в литейный цех, где шихтовщик делает навески для определенного сплава. Расчет навески шихты производится по шихтовым картам ТН/ЦМО 60/03/109.

Загрузка шихты в печь, плавление шихты и вытягивания слитка на комплектной линии «Calamari» [5]. Загрузка шихты производится с вибрлотка, через открытое на 3/4 загрузочное окно крышки печи. Во избежание разбрызгивания расплава загрузка шихты должна производиться на шлак толщиной 20–40 мм.

Плавление шихты производится в автоматическом режиме, за счет установки на управляющем работой печи устройстве значений минимальной (работает при достижении расплавом верхнего предела температуры) и максимальной (работает при достижении расплавом нижнего предела температуры) мощности, а также технологической температуры расплава и предела отклонения по ней.

После сплавления всей шихты производится промешивание расплава и отбор литой пробы, которое подлежит передаче в лабораторию для контроля химического состава расплава. При необходимости проводится подшихтовка расплава, необходимость контроля химического состава расплава после подшихтовки определяет сменный мастер.

В конце литья проводится запуск вытягивания слитка и обрезки слитка в автоматическом режиме [5].

Слиток. Размеры и заготовка для прессования приведена в таблице 5.

Таблица 5- Размеры латунного слитка

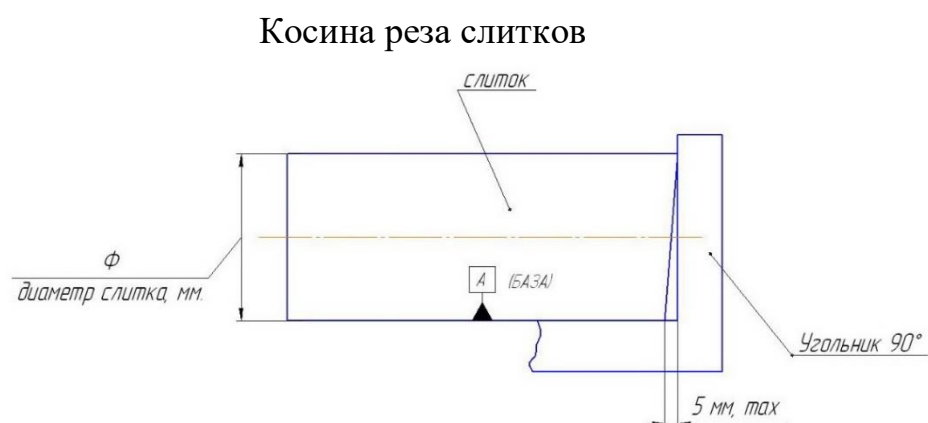
Диаметр, мм	Длина, мм	Масс, кг
250 ± 3	900 ± 10	381

Латунные слитки должны удовлетворять следующим требованиям. На поверхности слитков не допускается:

- наличие дефектов глубиной более 1 мм, а также инородных включений;
- наличие заусенцев от резки, выступающих более 3 мм от плоскости реза;
- отклонение от прямолинейности более чем на 1 мм на погонный метр.

Качество поверхности реза не должно затруднять визуальную оценку наличия дефектов в плоскости реза слитков. Неровная поверхность реза («шиферный рез»), равно, как и наличие следов на поверхности реза от дискового, либо ленточного полотна браковочным признаком не являются.

Косина реза слитков для прессования на горизонтальном гидравлическом прессе «Presezzi» не должна превышать 5 мм от плоскости реза рисунке 6.



На плоскости среза слитков не должно быть дефектов в виде раковин, газовой пористости, инородных включений, трещин, расслоений [10].

2.3. Краткое описание действующей технологии изготовления прессованной заготовки

Полученные слитки на комплектной линии «Салагагі» диаметром 250 ± 3 мм, длиной 900 ± 10 и массой 381 кг, подвозят на электропогрузчике к прессу.

Прессуем на горизонтальном гидравлическом прессе «Presezzi» обратным методом прессования с рубашкой при температуре $680-710^{\circ}$ со скоростью 6 мм/с, с помощью одно или двухканальной матрицы получаем заготовку диаметром 9,6 мм, две бухты массой по 183 кг и длиной отпрессованного изделия 299736 мм (299,74 м) или одну бухту массой около 400 кг, остается пресс-остаток толщиной 30 мм и пресс-рубашка толщиной 2 мм. Затем бухты перемещаются на конвейерную систему рисунок 7, где транспортируются и охлаждаются накопленные бухты в корзинах. Система освобождает корзины, опрокидывая ее на несущие руки турникета с транспортным крюком.



а



б

Рисунок 7- Начальный процесс прессования (а), готовая прессованная заготовка (б)

2.4. Техническая характеристика технологического оборудования

. Техническая характеристика основного оборудования прессового участка приведена в таблице 6.

Таблица 6- Характеристика основного оборудования

№ п/п	Техническая характеристика оборудования		Ед. измерения	Величина
1	2		3	4
1	Газовая нагревательная печь «СОИМ»			
	инсталлированная мощность нагрева		кВт	2663
	электропитание		кВт * ч	≈57
	производительность печи при температуре на выходе	700°C	кг/ч	16 200
		750°C		15 000
		800°C		14 100
		850°C		13 300
	потребление воды для охлаждения		л/ч	≈55
	диапазон контроля температуры		град	350-850
градиент температуры по сечению и длине слитка		град	±10	
2	Печь для подогрева инструмента			
	размеры рабочей камеры	ширина	мм	640
		высота		560
		длина		2100
энергоснабжение		кВт * ч	48	
рабочая температура нагрева инструмента		град	450	
максимальная температура нагрева инструмента		град	500	
градиент температуры		град	±10	
3	Горизонтальный пресс «Presezzi» для экструзии прутков методом обратного прессования			
	Номинальное усилие прессования		МН	30
	усилие прессования		МН	30,13
	максимальная скорость экструзии		мм/с	42
	диаметр холодных слитков		мм	250
	максимальная длина слитков		мм	1500
	диаметр рабочей втулки контейнера		мм	260
	длина рабочей втулки контейнера		мм	1620
3.1	Характеристика главного цилиндра:			
	количество		шт.	1
	рабочее давление масла в системе		бар	260
	диаметр поршня		мм	1150
	максимальная сила		МН	27,53

Продолжение таблицы-6

3.2	Характеристика боковых цилиндров:		
	количество	шт.	2
	рабочее давление масла в системе	бар	260
	диаметр цилиндра	мм	250
	диаметр штока (пуансона)	мм	180
	усилие при движении вперед	МН	2,60
	усилие при движении назад	МН	1,34
3.3	Характеристика цилиндра контейнера:		
	количество	шт.	4
	рабочее давление масла в системе	бар	260
	диаметр цилиндра	мм	225
	диаметр штока (пуансона)	мм	140
	усилие выталкивания	МН	4,21
	возвратное усилие	МН	1,63
3.4	Характеристика цилиндра главных ножниц:		
	количество	шт.	1
	рабочее давление масла в системе	бар	260
	диаметр цилиндра	мм	180
	диаметр штока (пуансона)	мм	125
	усилие ножниц	МН	0,67
	подъемная сила	МН	0,325
4	Выходная часть прессы «Presezzi»:		
4.1	Бухтовая линия:		
	диаметр корзин	внутренний	700
		внешний	1680
	глубина корзин		350
	диаметр прессуемой заготовки	min (2 ручья)	5
		max (1ручей)	42
	максимальная скорость намотки проволоки		8
	максимальная скорость вращения моталки		150
4.1.1	Характеристика цепного конвейера:		
	расстояние между центрами корзин	м	2
	предельная рабочая скорость	м/с	0,24
	расстояние транспортировки корзи в экструзионном направлении	м	30
	расстояние транспортировки корзин против экструзионного направления	м	30
	число размещаемых корзин	шт.	28
	мощности приводов цепных рольгангов	кВт	20
	мощности приводов 1 и 2-го механизма перекрестного перемещения корзин	шт. x кВт	2×4

Продолжение таблицы-6

4.1.2	Характеристика системы охлаждения цепного конвейера:		
	количество вентиляторов в воздухоохладительной системе	шт.	30
	максимальная скорость потока воздуха каждого вентилятора	м ³ /ч	7500
	мощность привода каждого вентилятора	кВт	≈0,6
4.1.3	Характеристика турникета:		
	грузоподъемность турникета с транспортным крюком, состоящим из 4 одинаковых рук	шт. x кг	4×6000
	полезная длина руки турникета	мм	1900
	диаметр поворота	мм	≈5000
	максимальная скорость поворота турникета	об/мин	2
	мощность привода турникета	кВт	3
4.2	Выходная часть с летучими ножницами для прутков в отрезках:		
	максимальная длина пресованной заготовки	мм	24000
	приемный канал	длина	1500
		ширина	300
4.2.1	Характеристика роликового транспортера:		
	полная длина	мм	51000
	длина роликового транспортера перед летучими ножницами	мм	3000
	длина подвижной (опускаемой) части роликового транспортера	мм	23000
	длина неподвижной части роликового транспортера	мм	28000
	расстояние между роликами	мм	500
	размеры ролика подвижной часть роликового транспортера	длина	350
		диаметр	125
	скорость перемещения заготовки по транспортеру	м/с	0,3-6
	мощность приводов роликов	шт. x кВт	7×4
	максимальный шаг перемещения прутков толкателем	мм	550
	рабочая предельная скорость толкателя	м/с	0,55
4.2.2	Характеристика системы охлаждения роликового транспортера:		
	количество вентиляторов системы охлаждения выходного роликового транспортера	шт.	32
	длина ряда вентиляторов	м	≈40
	расстояние между вентиляторами	мм	1000
	максимальная скорость потока воздуха	м ³ /ч	8000
	мощность двигателя каждого вентилятора	кВт	0,6

Продолжение таблицы-6

4.2.3	Характеристики летучих ножниц:		
	центральное расстояние на валу держателя ножей	мм	744
	стол ножа	мм	250
	максимальная скорость ножа	м/с	1,8
	номинальный крутящий момент резки	кНм	20
	максимальный крутящий момент резки	кНм	32
	минимальная длина резки ножницами	м	12
4.2.4	Характеристика шагового поперечного конвейера:		
	длина шагового поперечного конвейера	м	28
	центральное расстояние между стационарными и шаговыми поперечинами	мм	125
	расстояние транспортировки на ход	мм	от 50 до 400
	максимальная нагрузка на поверхность	кг/м ²	275
	максимальная общая нагрузка на шаговый поперечный конвейер	кН	320
	мощность привода шагового поперечного конвейера	кВт	4×7,5
4.2.5	Характеристика системы охлаждения шагового поперечного конвейера:		
	длина ряда вентиляторов	м	≈28
	центральное расстояние между вентиляторами	мм	1000
	максимальная скорость потока воздуха	м ³ /ч	6000
	мощность двигателя каждого вентилятора	кВт	0,6
4.2.6	Характеристика пиловочного роликового стола		
	длина роликового стола	м	≈28
	центральное расстояние между роликами	мм	500
	полезная ширина ролика	мм	400
	диаметр ролика	мм	110
	рабочая предельная скорость	м/с	1,2
	мощность привода	шт * кВт	2×4
4.2.7	Характеристика пилы		
	диаметр режущего диска	мм	630
	максимальная скорость резки	мм/с	56
	максимальная скорость подачи диска	мм/с	5-60
	усилие зажима	кН	0,8-8
4.2.8	Характеристика правильной машины SR-63		
	диаметр прутков	мм	25-80
	максимальная скорость правки	м/с	60

Ниже дано краткое описание перечисленного оборудования [3].

Горизонтальный пресс «Presezzi». Он состоит из следующих основных частей:

1. Главный цилиндр изготовленный из ковanej стали, который состоит из трех частей: поперечной балки, цилиндра и плиты основания, сваренных вместе с полным проплавлением. Внутри находится главный плунжер, изготовленный из отбеленного чугуна, имеющего твердость по Виккерсу 450–500, который скользит по обезвоженной сплошной бронзовой втулке. Давление поддерживается при помощи V-образной уплотнительной прокладки.

2. Боковой цилиндр является цилиндром двойного действия, оснащенный штоком, соединенным с движущейся траверсой, которая обеспечивает быстрое движение траверсы вперед и назад и добавляет свое усилие к усилию, произведенным главным цилиндром во время фазы прессования.

3. Колонны с предварительным натяжением. Пресс оснащен 4 колоннами, соединяющими главный цилиндр и матричную плиту, имеющими предварительное натяжение вдоль всей их длины, сокращающее удлинение и упругую деформацию пресса во время экструзии.

4. Подвижная траверса приводится в движение в направлении прессования при помощи боковых цилиндров. Траверса имеет 2 гнезда для снятия матричного комплекта и одну заглушку, закрывающую выход рабочей втулки во время операции экструзии.

5. Матричная плита представляющая собой траверсу, которая движется в перпендикулярной оси прессования. Движение осуществляется при помощи гидравлического цилиндра, монтированного на верхнем кронштейне, и контролируется линейным датчиком. Матричная плита имеет 2 гнезда для установки рабочего и контрольного прессштемпеля.

6. Нож предназначен для отделения прессостатка от матрицы по окончании цикла прессования.

7. Загрузчик слитков, имеет тип горизонтального «челнока». Слитки передвигаются по рольгангу, подвижная головка движется на линейных опорах по направляющей качения высокой производительности и с малым коэффициентом трения.

8. Защитный корпус и контейнер приводятся в движение посредством 4 цилиндров, соединенных с подвижной траверсой. Внутри защитного корпуса

находится система изоляции, состоящая из слоя изоляционного материала, покрытого оболочкой из нержавеющей стали. Нагрев происходит за счет нагревательных элементов, находящихся в непосредственном контакте с контейнером, имеются 4 зоны нагрева и 4 контрольных термопары. Внутри защитного корпуса находится контейнер, поддерживаемый и центрируемый четырьмя продольными крепежными элементами.

9. Система перемещения матриц – устройство расположенная в непосредственной близости к прессу, обеспечивает возможность рециркуляции матриц (максимально 3 матрицы) на передвижном блоке, укомплектованном блокирующим держателем матричного комплекта. Передвижной блок имеет поперечно направленное перемещение, чтобы облегчить осмотр и замену матриц вручную.

10. Пила холодной резки, предназначенная для резки прессованных заготовок на мерные длины.

11. Правильная машина модели SR-63. Косовалковая машина предназначена для правки круглых прутков.

Бухтовая линия выходной части пресса. Предназначена для приема, намотки в бухту, охлаждения прессуемой заготовки и состоит из следующих частей.

1. Два направляющих канала, которые направляют прессуемую заготовку с пресса к моталкам.

2. Двойные моталки заготовки, каждая из которых оборудована одним рамочным основанием, одним редуктором, одним барабаном, расположенным в основании, одним регулируемым приводным векторным двигателем переменного тока.

3. Конвейерная система, служащая для транспортировки, воздушного охлаждения и накопления бухт с прессованной заготовкой в корзинах. Воздухоохладительная система охлаждает бухты с прессованной заготовкой нисходящим потоком воздуха. Она оснащена вентиляторами с 3-фазовым внешним двигателем переменного тока и защитным устройством, расположенными с обеих сторон от рольгангов.

4. Система освобождения корзин, поднимающая и поворачивающая вниз корзину с заготовкой, опрокидывая ее на несущие руки турникета. Опустевшую корзину система возвращает на рольганг.

5. Турникет с транспортным крюком и накопителем бухт. Накопитель имеет 4 руки, на каждой из которых может помещаться 4 бухты.

дефектов, от нее были отобраны образцы на механические свойства и микроструктуру. Для изучения анизотропии свойств, присущих прессованным изделиям образцы были взяты с переднего конца, с середины бухты и заднего конца прессованного прутка. Полученные результаты механических свойств с переднего конца прутка показаны на рисунке 9[5]

Протокол испытаний №306

<u>Тип протокола:</u>	Механические свойства		ВорсинАС
Дата выдачи	10.06.2020	Время выдачи	11:39:09
Отдел	3_1	№ заказа	-
Дата поступления	10.06.2020	Время поступления	10:00:00
Партия №	1		

ОБРАЗЦЫ

№№ образцов	Марка сплава	Сортамент	Размер	От удлинения	Состояние	Способ изготовления	ГОСТ/ТУ
1-2	ЛС59-1		9,600	Lo=5do			
	ЛС59-1						

№ образца	Предел прочности	Предел текучести	Относительное удлинение	HV	HB	HRB	HBW	h, мм	O2, %	Размер интерметаллидов	Глубина наугл. слоя	Примечание
1	51,00	25,80	34,00									передний конец
2	51,00	25,90	34,00									передний конец

Лаборант ВишняковаЮ

Рисунок 9- Механические свойства с переднего конца испытываемого прутка

Механические свойства с середины отпрессованного прутка в одноканальную матрицу представлены на рисунке 10.

Протокол испытаний №308

Тип протокола: Механические свойства
 Дата выдачи: 10.06.2020
 Отдел: 3_1
 Дата поступления: 10.06.2020
 Партия №: 2

ВорсинАС
 Время выдачи: 11:48:57
 № заказа: -
 Время поступления: 10:00:00

ОБРАЗЦЫ

№№ образцов	Марка сплава	Сортамент	Размер	От. удлинение	Состояние	Способ изготовления	ГОСТ/ТУ
3-4	ЛС59-1		9,600	Lo=5do			
	ЛС59-1						

№ образца	Предел прочности	Предел текучести	Относительное удлинение	HV	HB	HRB	HBW	h, мм	O2, %	Размер интерметаллидов	Глубина наугл. слоя	Примечание
3	49.50	25.60	34.00									середина
4	50.00	25.00	34.00									середина

Лаборант: ВишняковаЮ

Рисунок 10- Механические свойства с середины испытываемого прутка

Механические свойства с заднего конца отпрессованного прутка представлены на рисунке 11.

Протокол испытаний №310

Тип протокола: Механические свойства
 Дата выдачи: 10.06.2020
 Отдел: 3_1
 Дата поступления: 10.06.2020
 Партия №: 3

ВорсинАС
 Время выдачи: 11:59:16
 № заказа: -
 Время поступления: 10:00:00

ОБРАЗЦЫ

№№ образцов	Марка сплава	Сортамент	Размер	От. удлинение	Состояние	Способ изготовления	ГОСТ/ТУ
5-6	ЛС59-1		9,600	Lo=5do			
	ЛС59-1						

№ образца	Предел прочности	Предел текучести	Относительное удлинение	HV	HB	HRB	HBW	h, мм	O2, %	Размер интерметаллидов	Глубина наугл. слоя	Примечание
5	53.00	27.00	30.00									задний конец
6	52.00	26.50	32.00									

Лаборант: НиколаеваО

Рисунок 11- Механические свойства с заднего конца испытываемого прутка

Аналогичным образом были отобраны образцы на микроструктуру с переднего конца рисунок 12.

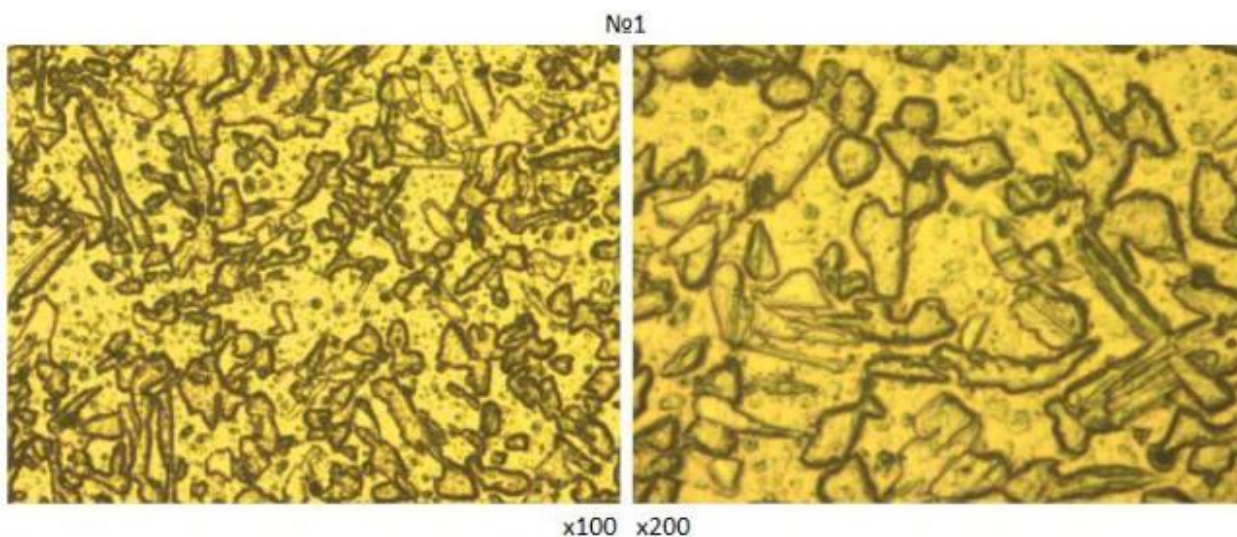


Рисунок 12- Микроструктура прессованного прутка с переднего конца

В образце можно увидеть структуру прутка кристаллы α -фазы неоднородные, крупно и мелкозернистые, средний условный размер зерна – 0,013мм, содержание β -фазы составляет 45,62%.

Структура середины латунного прутка сплава ЛС59-1 диаметром 9,6мм на рисунке 13.

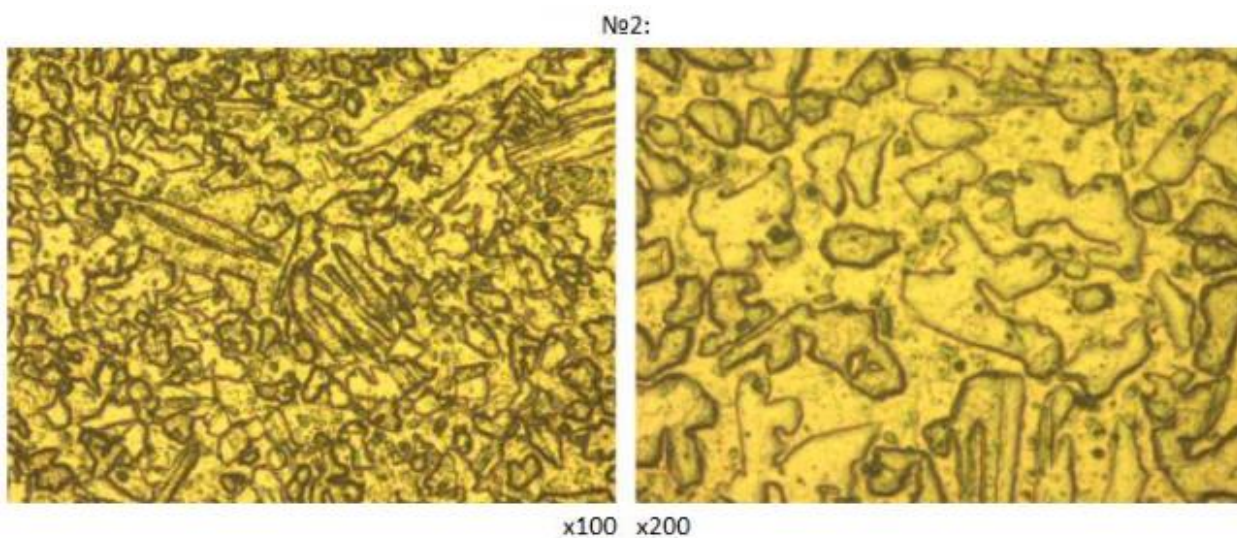


Рисунок 13- Микроструктура прессованного прутка середины прутка

К середине прутка структура приобретает форму ярко выраженной текстуры зерна, кристаллы α -фазы неоднородные вытянутой формы, средний условный размер зерна -0,015мм, содержание β -фазы составляет 42,5%. К концу прутка структура меняется незначительно: уменьшается средний условный размер зерна до 0,014 мм, содержание β -фазы уменьшается до 39,45% структура представлена на рисунке 14.

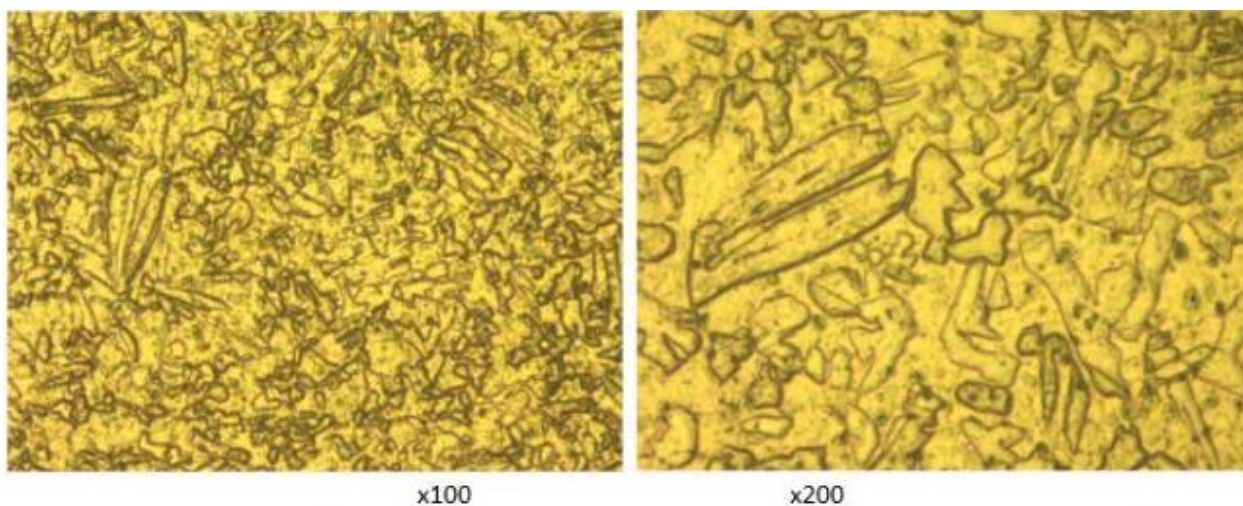


Рисунок 14- Микроструктура прессованного прутка на конце прутка

Так как прессование ведут с высокой степенью деформации 99,8%, это влияет на его структуру и механические свойства. В начале процесса прессования кристаллы α -фазы неоднородные крупно и мелко зернистые из-за высокой степени деформации при скорости прессования 6мм/с средний условный размер зерна составляет 0,013 латунный пруток обладает повышенными механическими свойствами по значению временного сопротивления продукцию можно отнести к холоднодеформированному способу изготовления продукции твердого состояния, механические свойства приведены в таблице 7. Относительное удлинение после разрыва достигает высоких показаний, все это позволяет в последнее время сдавать прессованную продукцию по ГОСТу 2060-06 подходящую по

соответствующим испытаниям в холоднодеформированное состояние, получая высокий экономический эффект[3].

Таблица 7 - Механические свойства прутков повышенной пластичности

Марка латуни	Способ изготовления	Состояние материала	Вид испытаний ¹⁾	Номинальный диаметр или расстояние между параллельными гранями, мм	Временное сопротивление σ_s , МПа (кгс/мм ²), не менее	Относительное удлинение после разрыва, %, не менее	
						δ_1	δ_{10}
					мин.	мин.	мин.
Л63	Тянутые	Мягкое	Р	От 3 до 50 включ.	290 (30)	46	40
		Полутвердое	Р	От 3 до 40 включ.	370 (38)	27	24
		Твердое	Р	От 3 до 12 включ.	440 (45)	14	11
	Прессованные		Р	От 10 до 180 включ.	290 (30)	39	35
ЛС59-1	Тянутые	Мягкое	Р	От 3 до 50 включ.	340 (35)	32	30
		Полутвердое	Р	От 3 до 12 включ.	430 (44)	14	12
		Полутвердое	Р	От 13 до 20 включ.	430 (44)	16	14
		Полутвердое	Р	От 21 до 40 включ.	410 (42)	20	17
		Твердое	Р	От 3 до 12 включ.	490 (50)	12	9
	Прессованные		Р	От 10 до 180 включ.	360 (37)	23	20

В середине прессования происходит рост среднего условного размера зерна до 0,015мм, это объясняется ростом температуры от выделения тепла при интенсивной пластической деформации металла, к концу прессования из-за потери тепла при охлаждении металла о стенки контейнера размер зерна уменьшается до 0,012мм, так же уменьшается объем β -фазы до 39,45%. Структура металла неоднородная с ярко выраженной текстурой, что подтверждается разностью механических свойств от начала прессования к концу в размере 6%.

3.2. Результаты исследований свойств прутков, отпрессованных через двухканальную матрицу

Проведение эксперимента по исследованию свойств прутков отпрессованных через двухканальную матрицу проводили при одинаковых условиях с прессованием через одноканальную матрицу, для этого приняли литую заготовку с одинаковым химическим составом, отлитую на установке непрерывного горизонтального литья «CALAMARI» паспорт №311 рисунок 8.

Затем при одинаковых температурно-скоростных режимах прессования была отпрессована бухтовая заготовка из сплава LC59-1 диаметром 9,6мм в двухканальную матрицу, были отобраны образцы на механические свойства и микроструктуру с начала, середины и конца прутка. При исследовании начала прутка получили механические свойства рисунок 15.

Протокол испытаний №341

<u>Тип протокола:</u>	Механические свойства		ВорсинАС
Дата выдачи	11.06.2020	Время выдачи	11:31:20
Отдел	3_1	№ заказа	-
Дата поступления	11.06.2020	Время поступления	10:00:00
Партия №	4		

ОБРАЗЦЫ

№№ образцов	Марка сплава	Сортамент	Размер	От. удлинение	Состояние	Способ изготовления	ГОСТ/ТУ
7-8	LC59-1		9,600	Lo=5do			

№ образца	Предел прочности	Предел текучести	Относительное удлинение	HV	HB	HRB	HBW	h, мм	O2, %	Размер интерметаллидов	Глубина наугл. слоя	Примечание
7	52,00	28,30	40,00									передний конец
8	52,00	28,80	38,00									передний конец

Лаборант ВишняковаЮ

Рисунок 15- Механические свойства с переднего конца испытываемого прутка отпрессованного в двухканальную матрицу

С середины прутка наблюдается снижение относительного удлинения на 8% , незначительны рост предела прочности, предел прочности практически не изменяется, значения показаны на рисунке 16.

Протокол испытаний №375

Тип протокола: Механические свойства ВорсинАС

Дата выдачи: 11.06.2020 Время выдачи: 15:16:01

Отдел: 3_1 № заказа: -

Дата поступления: 11.06.2020 Время поступления: 14:00:00

Партия №: 5

ОБРАЗЦЫ

№№ образцов	Марка сплава	Сортамент	Размер	От. удлинение	Состояние	Способ изготовления	ГОСТ/ТУ
9-10	ЛС59-1		9,600	Lo=5do			

№ образца	Предел прочности	Предел текучести	Относительное удлинение	HV	HB	HRB	HBW	h, мм	O2, %	Размер интерметаллидов	Глубина наугл. слоя	Примечание
9	53,00	28,00	31,00									середина
10	53,00	28,00	32,00									середина

Лаборант ВишняковаЮ

Рисунок 16- Механические свойства с середины испытываемого прутка

Под конец прессования наблюдается рост значений предела прочности и предела текучести при этом относительное удлинение не изменяется рисунок 17.

Протокол испытаний №376

Тип протокола: Механические свойства ВорсинАС

Дата выдачи: 11.06.2020 Время выдачи: 15:17:44

Отдел: 3_1 № заказа: -

Дата поступления: 11.06.2020 Время поступления: 14:00:00

Партия №: 6

ОБРАЗЦЫ

№№ образцов	Марка сплава	Сортамент	Размер	От. удлинение	Состояние	Способ изготовления	ГОСТ/ТУ
11-12	ЛС59-1		9,600	Lo=5do			

№ образца	Предел прочности	Предел текучести	Относительное удлинение	HV	HB	HRB	HBW	h, мм	O2, %	Размер интерметаллидов	Глубина наугл. слоя	Примечание
11	55,00	29,00	33,00									задний конец
12	55,00	29,50	32,00									задний конец

Лаборант ВишняковаЮ

Рисунок 17- Механические свойства с заднего конца испытываемого прутка

Микроструктура латунного сплава в начале прессования кристаллы α -фазы неоднородные, крупно и мелкозернистые средний условный размер зерна составляет 0,012мм, содержание β -фазы 39,8%. Крупные кристаллы α -фазы имеют игольчатую форму рисунок 18.

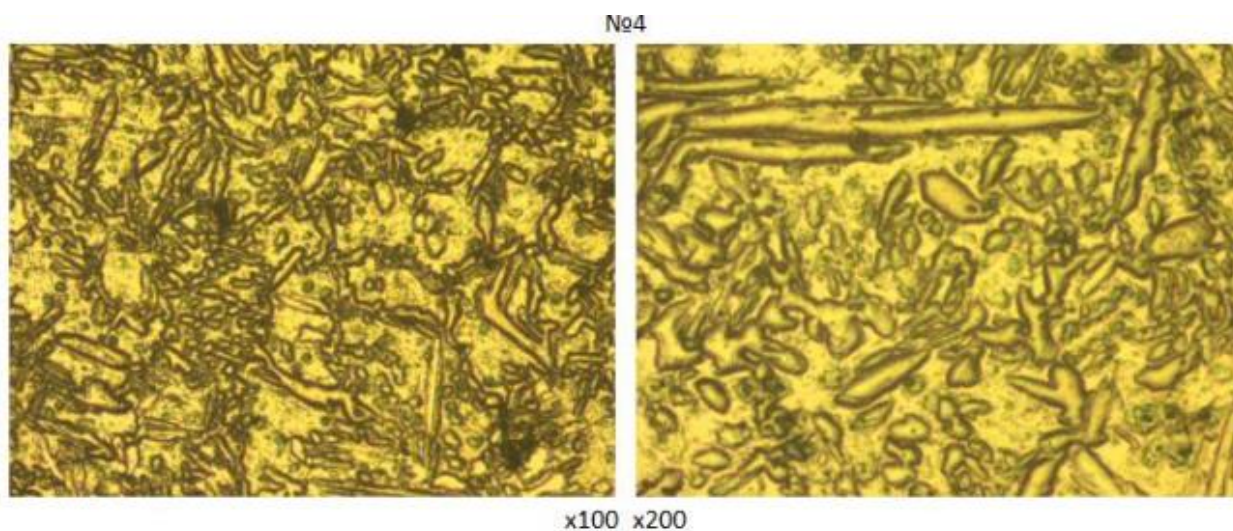


Рисунок 18- Микроструктура прессованного прутка в начале прутка

В середине прессования наблюдается рост среднего условного размера зерна до 0,013мм, происходит увеличение содержание β -фазы до 45,1% структура не изменяется, наблюдается рост крупных кристаллов α -фазы имеющих игольчатую форму рисунок 19.

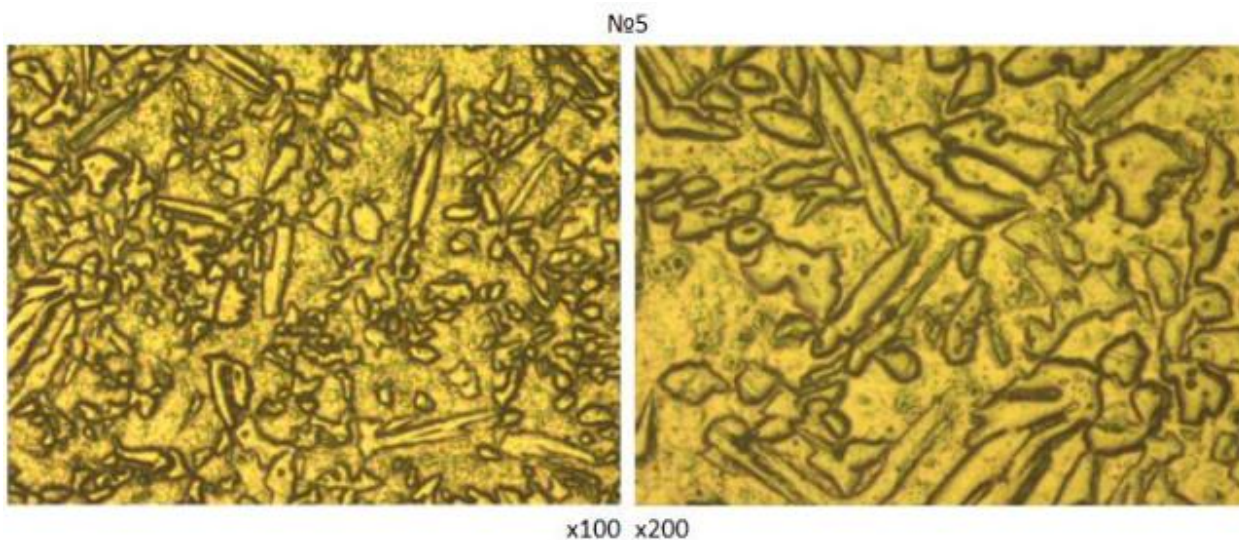


Рисунок 19- Микроструктура прессованного прутка в середине прутка

Под конец процесса прессования рост среднего условного размера зерна достигает 0,018мм, что объясняется отсутствие больших потерь тепла на охлаждение о стенки контейнера, так как цикл прессования латунного прутка марки сплава ЛС59-1 диаметром 9,6мм в двухканальную матрицу короче в 2 раза, выделенное тепло во время прессования позволяет зерну

продолжать расти, размер содержание β -фазы 39,8% рисунок 20. Исследования показали, что структура латунного сплава и его механические свойства неоднородны[5].

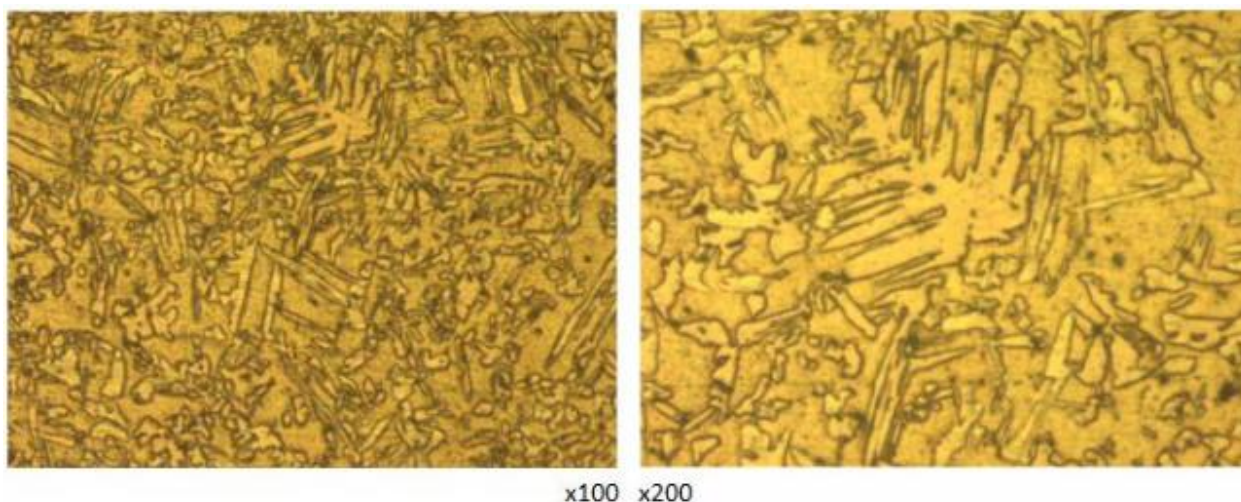


Рисунок 20- Микроструктура прессованного прутка в конце прутка

3.3.Сравнительный анализ и оценка полученных результатов

В дальнейшем с целью уменьшения анизотропии прессованной заготовки провели опытные работы по прессованию латунного прутка марки сплава ЛС59-1 в одноканальную и двухканальную матрицу при различных температурах нагрева литой заготовки перед прессованием в нагревательной печи «СОИМ» результаты полученных испытаний по определению зависимости механических свойств от температуры занесли в таблицу № 8.

Где занесены испытания прессования латунного сплава марки ЛС59-1 диаметром 9,6мм в одноканальную матрицу. После волочения на автоматической волочильной линии ОСН 1/4.100 в размер 9мм от тянутой продукции были отобраны образцы на механические свойства[5].

Таблица 8- Механические свойства металла после прессования в
одноканальную матрицу

Температура, °С	Способ изготовления	σ_B , кгс/мм ²	δ ,%	Примечание
680	ПР	46,5	30	Начало
	ПР	46,5	26	
	ПР	47	32	
	ТЯН	53	16	
	ТЯН	53	20	
	ПР	52	27	Конец
	ПР	52	27	
	ПР	50	28	
	ТЯН	57	17	
	ТЯН	57	16	
700	ПР	45,5	23,5	Начало
	ПР	47	30	
	ТЯН	52	16	
	ТЯН	52	15	
	ТЯН	53	16	Конец
	ПР	47,5	30	
	ПР	51	26	
	ТЯН	56	16,5	
720	ПР	46,5	31	Начало
	ПР	44	28	
	ТЯН	53	15	
	ТЯН	54	16	
	ПР	48,5	20	Конец
	ПР	48	23	
	ТЯН	54	16	
	ТЯН	56	15,5	
740	ПР	44,5	28	Начало
	ПР	46	35	
	ТЯН	52	22	
	ТЯН	54	19	
	ПР	49	26	Конец
	ПР	49	28	
	ТЯН	55	13	
	ТЯН	54	15	

Продолжение таблицы 8

760	ПР	41,5	30	Начало
	ПР	46,5	33	
	ПР	46,5	34	
	ТЯН	55	17	
	ТЯН	54	17	
	ТЯН	55	19	
	ПР	49,5	30	Конец
	ПР	49	24	
	ПР	47,5	24	
	ТЯН	55	13	
	ТЯН	56	20	
	ТЯН	56	19	
780	ПР	46	30	Начало
	ПР	47	30	
	ПР	46,5	30	
	ТЯН	54	17	
	ТЯН	54	17,5	
	ТЯН	54	13	
	ПР	48,5	26	Конец
	ПР	49	26	
	ПР	48,5	28	
	ТЯН	56	17,5	
	ТЯН	55	13	
	ТЯН	55	13,5	

Рассмотрев полученные результаты можно сделать выводы, что при прессовании в температурном интервале 680-760°C наблюдается неравномерность механических свойств в размере 8-12% от переднего конца, механические свойства которого ближе к полутвердому состоянию холоднодеформированного состояния по показателю предела прочности.

По показателю пластичности, относительному удлинению соответствует прессованному состоянию. К заднему концу происходит рост показателя предела прочности до твердого состояния холоднодеформированного состояния, а относительное удлинение находится в интервале прессованного состояния, все это объясняется мелким зерном 0,018-0,012мм, как для металла прессованного в одноканальную так и в двухканальную матрицу.

Свойства становятся более однородные при прессовании в температурном интервале 760-780°C что подтверждает описанный метод прессования в патенте № RU 2016134 [7]. Сравнивая испытания одно и двух

канального прессования по росту зерна то при одноканальном прессовании условный размер зерна практически одинаковый, для начала прутка составляет 0,013мм, а для конца прутка 0,014мм. В середине наблюдается рост до 0,015мм вместе с зерном снижается предел прочности, значение β -фазы уменьшается с 45,62% до 39,45%.

При рассмотрении значений испытаний двухканальной матрицы наблюдается рост зерна от начала прутка с 0,012мм до 0,018мм в середине условный размер зерна был равен 0,015мм предел прочности рос с 510 МПа до 540 МПа, значение β -фазы растет с 39,8% до 42,25%. При исследовании образцов разница механических свойств металла отпрессованного прутка в двухканальную матрицу больше на 6%, чем отпрессованного в одноканальную[5].

Структура металла так же отличается от текстуры при одноканальном прессовании до игольчатой структуры при двухканальном прессовании, следовательно течение металла при прессовании в двухканальную матрицу формирует игольчатую структуру, которая затрудняет дальнейшую холодную обработку отпрессованной заготовки.

Полученные данные подвергали усреднению и статистической обработке. На рисунке 21, а представлена зависимость временного сопротивления от двух параметров: температуры литой заготовки и места отбора образцов.

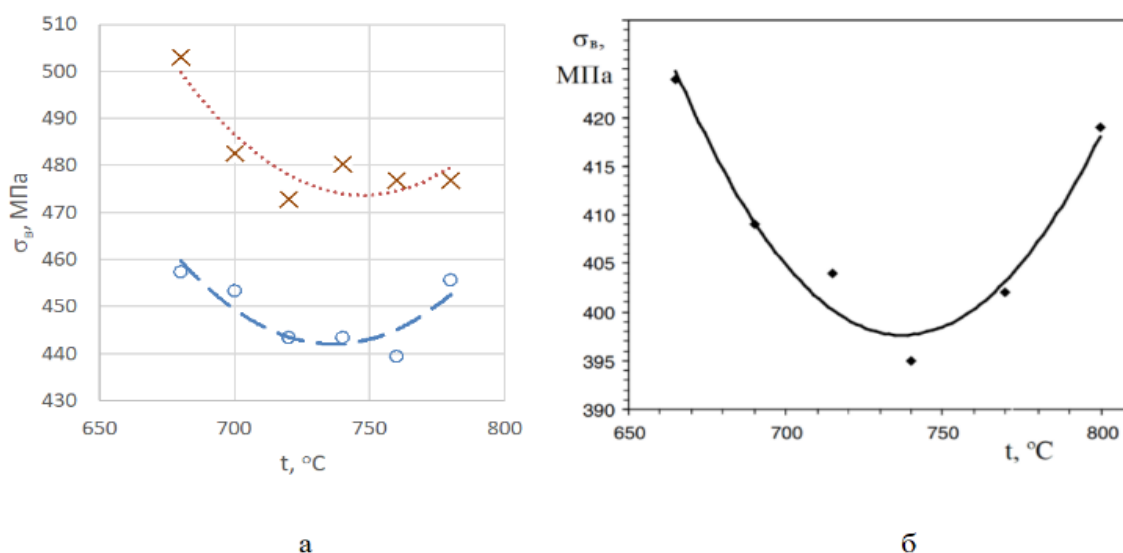


Рисунок 21 - Зависимость временного сопротивления латуни ЛС59-1 от температуры прессования: а – в настоящем исследовании, для выходной части прутка (о) и утяжинной части (х); б – результаты прессования по данным работы [15]

Для всей выборки результатов интервал значений временного сопротивления составляет $\sigma_B = 439...503$ МПа, а относительного удлинения после разрыва $\delta = 22...32\%$. По этим параметрам материал удовлетворяет требованиям межгосударственного стандарта ГОСТ 2060-2006 (Прутки латунные. Технические условия), где оговорены минимально допустимые величины для мягкого состояния $\sigma_B = 330$ МПа, $\delta = 22\%$ и $\sigma_B = 360$ МПа, $\delta = 18\%$ для прессованного состояния.

Полученные свойства можно сравнить с характерными справочными значениями для данного материала в состоянии отжига: $\sigma_B = 400$ МПа и $\delta = 45\%$ [14]. Как видно из результатов промышленного эксперимента, прочность оказывается выше, а пластичность ниже, чем это характерно для состояния отжига несмотря на то, что процесс прессования считается процессом горячей деформации.

Кроме того, особенностью является то, что графики рисунке 21, а похожи на экстремальные зависимости с минимумом вблизи аргумента 720°C, что можно объяснить следующим.

Наличие фазового альфа – бета перехода описывается диаграммой состояния медь-цинк. При этом влияние третьего компонента – свинца,

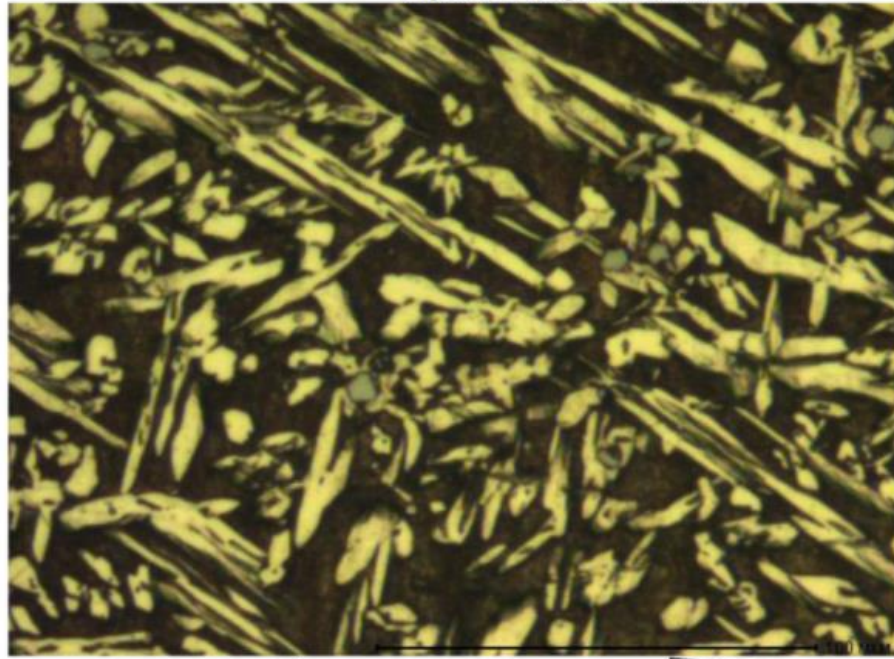
оценивается с помощью формулы Гийе, в которой для свинца коэффициент эквивалентности равен единице. Это приводит к тому, что с позиции фазового состояния сплав ЛС59-1 содержит не 41 % цинка, а 42 %, а с учетом допуска на химический состав может наблюдаться и несколько большее содержание цинка. При таком содержании температура фазового перехода оказывается на уровне около 720°C. На графиках рисунке 6 видно, что именно при этой температуре наблюдается минимум функции прочности. При большей температуре фиксируется большая концентрация бета-фазы, которая является более мягкой и пластичной, чем альфа-фаза. Но после охлаждения до температуры 454 °С происходит β - β' фазовый переход и теперь уже β' фаза (упорядоченный твердый раствор) оказывается более прочной, чем альфа – фаза, поэтому временное сопротивление может увеличиваться.

Таким образом, можно объяснить повышение прочности изделий, отпрессованных при температуре ниже 720°C, малым теплосодержанием для прохождения процесса рекристаллизации, а выше 720°C – повышенным содержанием β' фазы, и этим объясняется наличие экстремума функции.

Можно отметить также колебания среднего размера зерна в диапазоне 12...15 мкм, при этом меньшие величины наблюдали для начального и конечного периодов прессования.

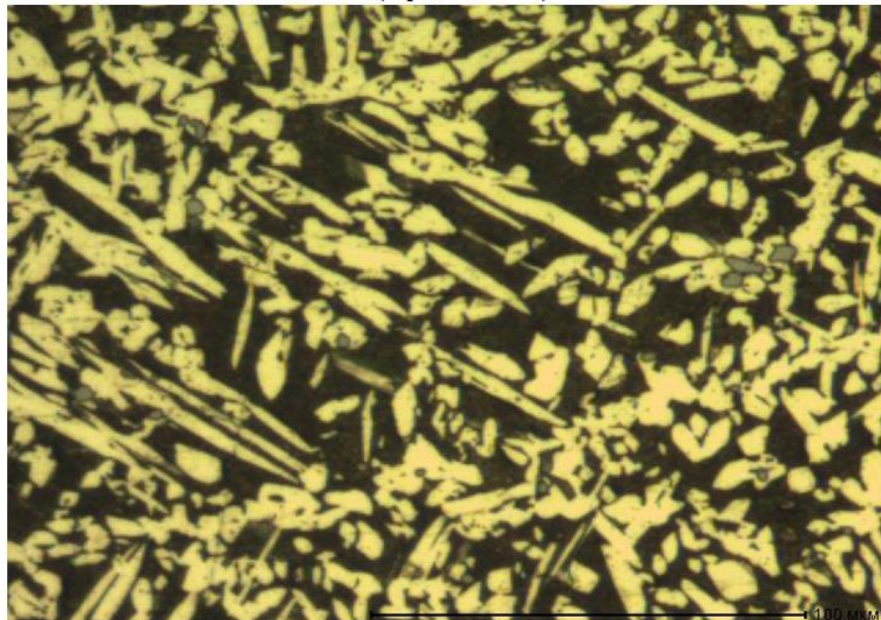
Оценка количества β' - фазы в одном цикле прессования показала, что для выходной части прутка ее содержание составляет 46%, для середины прутка 43% и для утяжинного конца 40%. Можно отметить также колебания среднего размера зерна в диапазоне 12...15 мкм, при этом меньшие величины наблюдали для начального и конечного периодов прессования. Пример структуры показан на рисунке 22. Более темные участки являются областями существования β' – фазы.

Образец № 1 (передний конец)



Направление наибольшей вытяжки металла

№2(передний конец)

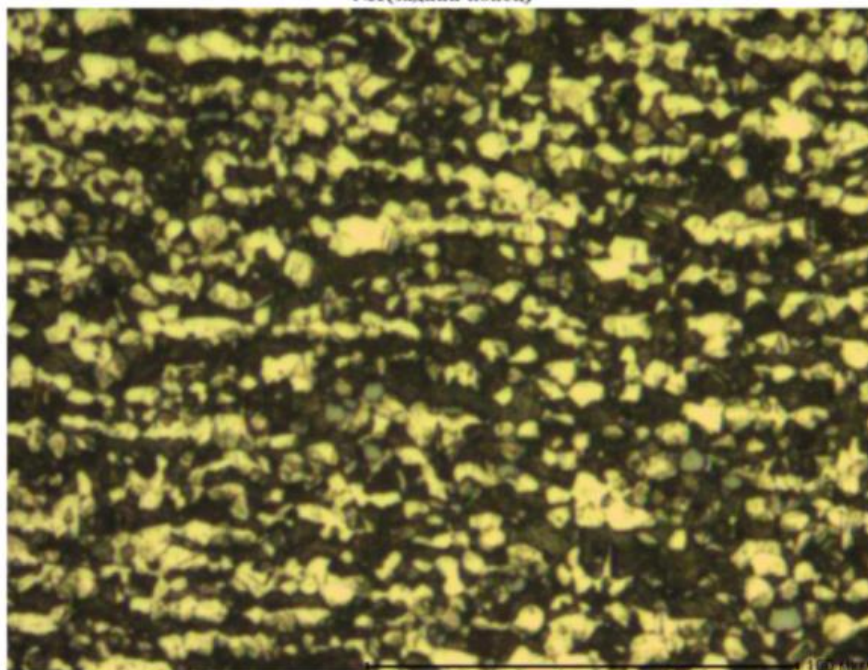


Направление наибольшей вытяжки металла

а

Рисунок 22- Структура прессованной заготовки в продольном сечении:
а – начало прессования, б - конец прессования

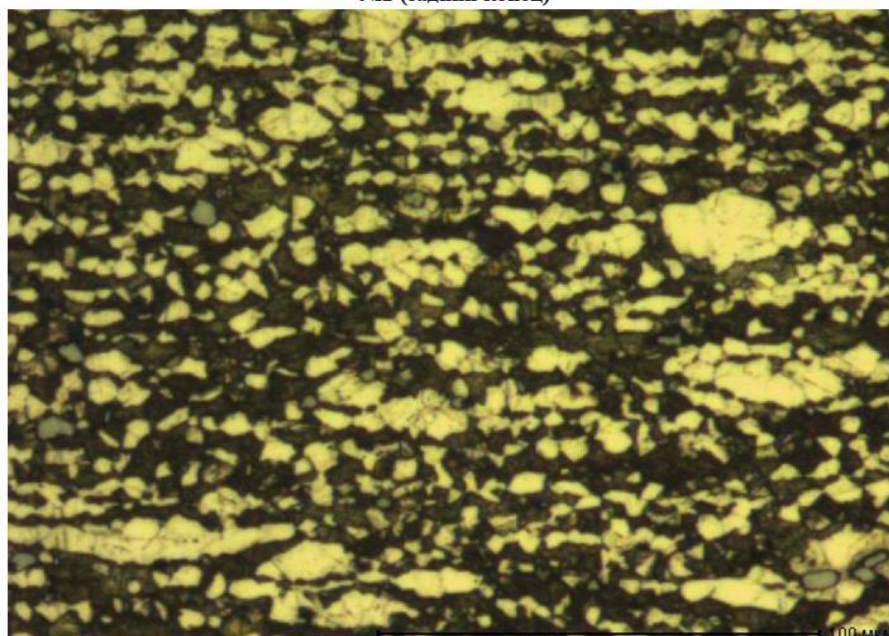
№1(задний конец)



Направление наибольшей вытяжки металла



№2 (задний конец)



Направление наибольшей вытяжки металла



б

Рисунок 22- Структура прессованной заготовки в продольном сечении: а – начало прессования, б - конец прессования

Судя по исследованию [15] содержание β' фазы в свинцовой латуни уменьшается при уменьшении температуры в диапазоне 650...800°C. Таким образом, факт снижения содержания β' - фазы может говорить о том, что температура металла в очаге деформации к концу процесса уменьшается за счет превалирования процесса отъема тепла прессовым инструментом.

Полученные результаты можно сравнить с данными статьи [16], где описано прессование латуни с содержанием (по массе) цинка 39 % и свинца 2,6%. Использована заготовка диаметром 330 мм, получали пруток диаметром 20 мм. Авторы отмечали, что при повышении температуры прессования в диапазоне 665...800 °C содержание альфа фазы уменьшается от 29 до 23 %. Был достигнут минимум прочности в 394 МПа при температуре 740°C (рис. 6, б). Характер зависимости и положение минимума соответствует полученным в настоящей работе результатам. Небольшой сдвиг положения минимума в сторону большей температуры в работе – аналоге можно связать с несколько большим содержанием свинца в сплаве. Такое сравнение подтверждает положения, сформулированные выше.

4. ИССЛЕДОВАНИЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ ПРИ ПРЕССОВАНИИ ПРУТКОВ ИЗ ЛАТУНИ LC59-1 С БОЛЬШИМИ СТЕПЕНЯМИ ДЕФОРМАЦИИ

3.1. Постановка задачи прессования в одноканальную матрицу

Выполнена краевая задача обратного прессования латуни с коэффициентом удлинения более 700. Этот процесс соответствует производственной практике на Каменск-Уральском заводе по обработке металлов давлением. Задача решается с помощью программного модуля DEFORM методом конечных элементов. Рассчитываются скорости перемещения, скорости деформации и степень деформации. Выявлена разница между экструзией с умеренными и высокими коэффициентами удлинения. Умеренные коэффициенты извлечения при экструзии приводят к образованию зоны деформации, границы которой достигают стенки контейнера.

Использование больших коэффициентов извлечения приводит к локализации зоны деформации вблизи параллельной поверхности матрицы. Выявлено превышение скорости деформации локального уровня над значением 1000 с^{-1} .

Двухфазное состояние латуней при обработке давлением является объектом повышенного внимания, так как при наличии двух фаз за счет температурно-скоростного режима создается возможность управления свойствами прессованного изделия [17-20]. Двухфазные латуни имеют низкий уровень пластичности в горячем состоянии с жесткими схемами напряженного состояния. Обычно их обрабатывают не прокаткой, а экструзией. В этом случае высокий уровень напряжений сжатия повышает пластические свойства. Можно получить продукт без разрушения. Важным вопросом является то, будет ли металл заготовки частично или полностью находиться в температурном поле, соответствующем высокотемпературной фазе, при горячей деформации [21,22].

Соответствующие исследования направлены на фиксацию возможности этой фазы для улучшения свойств конечного продукта [23]. Важно, осуществляется ли прессование прямым или обратным способом [24]. Распределение скорости деформации и распределение деформации в процессе прессования имеет важное значение. Известно, что распределение

этих параметров крайне неоднородно при экструзии двухфазных латуней. В то же время уровень напряженно-деформированных свойств, которые образуются в металле, зависит от этого распределения. МКЭ для анализа напряженно-деформированного состояния используется различными программными модулями, такими как: DEFORM [25], QFORM [26] и др.

Целью работы является исследование распределения тензорных и инвариантных характеристик напряженно-деформированного состояния методом конечных разностей при экструзии заготовки методом обратного прессования в одноканальную матрицу из двухфазной латуни.

Для анализа схемы прессования используется метод конечных элементов, реализованный в программном модуле DEFORM. Постановка задачи выполняется в 2D-индикации. На рисунке 23, а показан общий вид инструментов и расположения заготовок. На рисунке 23, б показано увеличенное изображение области, прилегающей к матрицедержателю и матрице, с сеткой конечных элементов на теле заготовки.

Геометрические параметры инструментов и заготовок представлены следующими данными: диаметр контейнера $D_k = 260$ мм, длина слитка

$L = 750$ мм, диаметр слитка $D = 250$ мм; параллельный диаметр очага матрицы и длина калибрующего пояса матрицы $d_k = 9,8$ мм и $3,0$ мм соответственно. Таким образом, используется соотношение $L/D = 3$. Это приемлемо для схемы обратной экструзии, так как здесь нивелируется влияние трения на стенки контейнера. Коэффициент удлинения относительно контейнера в этом случае будет равен значению

$$\lambda = D_k^2/d_k^2 = 260^2/9,8^2 = 704, \quad (1)$$

соответственно, степень деформации

$$\varepsilon = \ln \lambda = 2 * \ln (D_k/d_k) = 6,56. \quad (2)$$

Степень деформации также может быть оценена по скорости уменьшения по площади:

$$\varepsilon_0 = 100 * (\lambda - 1) / \lambda = 99,85\%. \quad (3)$$

Последнее значение указывает на то, что в этом случае реализуется режим очень высоких деформаций. При постановке задачи вводится цилиндрическая система координат $r\phi z$. Используются следующие кинематические граничные условия для осесимметричной деформации:

- для стенки контейнера:

$$V_r = 0; V_y = 0, \quad (4)$$

- для матрицедержателя с матрицей:

$$V_r = 0; V_y = 6 \text{ мм/с} . \quad (5)$$

Индекс " r " относится к радиальной координате, индекс" y " - к осевой координате.

Постановка схемы задачи показана на рисунке 23.

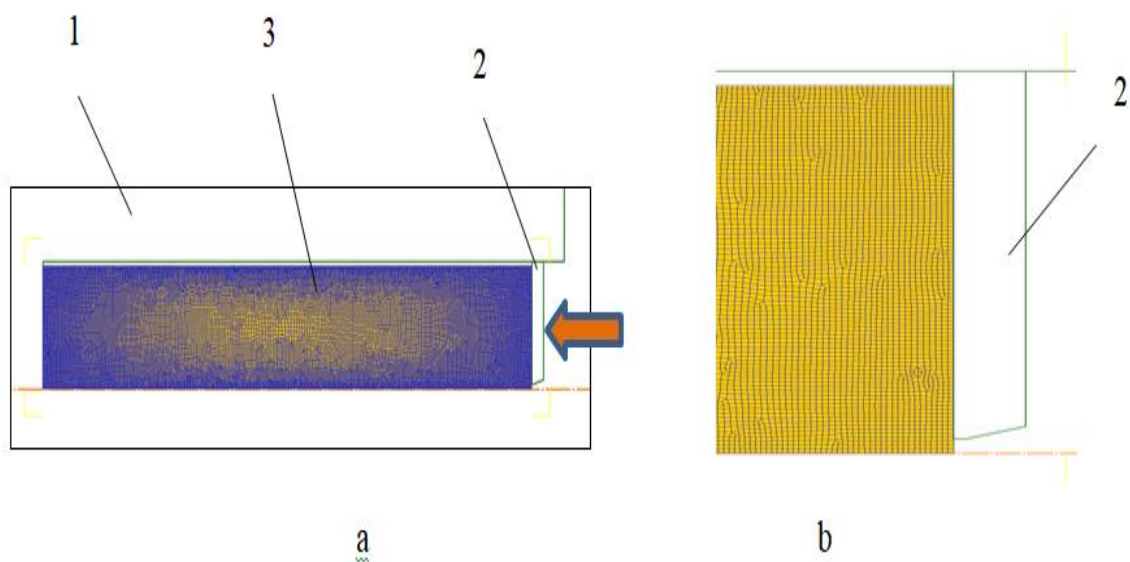


Рисунок- 23. Схема процесса проектирования (а) и увеличенное изображение металлической заготовки, примыкающей к матрице, с отображением сетки конечных элементов: 1-стенка контейнера; 2-экструзионная матрица; 3-заготовка; стрелка показывает направление движения матрицы.

Процесс выполняется с числом конечных элементов 26500. Условия установки следующие: материал заготовки в соответствии со стандартом DIN_CuZn40Pb со свойствами в диапазоне температур 550...950 °С. с высокой степенью пластичности. Температура нагрева заготовки составляет 680 ° С, температура нагрева контейнера и экструзионной матрицы составляет 460 ° С, скорость перемещения прессового инструмента – 6 мм/с (в соответствии с данными производственного процесса). Коэффициент трения на поверхности инструмента составляет 0,2. Параметры

теплопередачи задаются в соответствии с рекомендациями программного модуля.

4.2. Результаты расчетов

На рисунке 24, а показано распределение радиальной составляющей скорости перемещения. Видно, что выполняется условие симметрии процесса: при радиальной координате $r = 0$ радиальная скорость V_r равна нулю. Эта скорость на поверхности стенки контейнера также равна нулю из-за необходимости соблюдения условия, при котором деформируемый металл не проникает в инструмент. На рисунке 24, б показан модуль распределения вектора скорости перемещения. Максимальное значение близко к 4000 мм/с. Это значение также можно рассчитать по формуле $V_{\max} = V_y \cdot \lambda = 6 \cdot 703 = 4218$ мм/с.

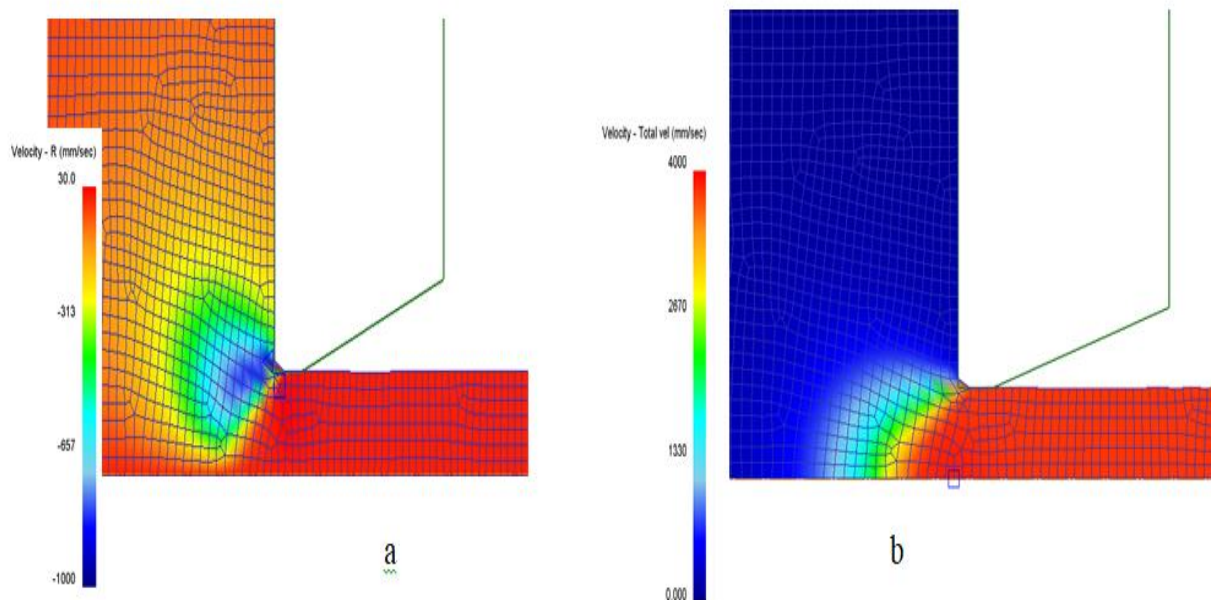


Рисунок- 24. Отображение радиальной составляющей скорости перемещения (а) и модуля вектора скорости перемещения (б), мм/с.

Модуль вектора скорости перемещения имеет максимум только на оси экструзии в отличие от радиальной составляющей. (Рис. 24, б). Это явление вызвано влиянием больших перемещений по этой координате. В общем

случае поле скоростей перемещения не распространяется на весь объем заготовки. Он локализуется вблизи устья экструзионной матрицы. В этом и заключается отличие экструзии с большим коэффициентом извлечения.

Тензор скорости деформации T_{ξ} характеризует деформацию сужения или удлинения, а также сдвиги в отдельных объемах зоны деформации в отличие от вектора скорости перемещения. На рисунке 25, а показано распределение компонент тензора скорости деформации ξ_{rr} . Самые высокие значения достигаются вблизи параллельной поверхности экструзионной матрицы. Компонент ξ_{rr} в этом случае не распределяется по центру оси экструзии. Инвариантное значение интенсивности скорости деформации ξ (рис. 25, б) по существу задает форму зоны деформации: эта область может быть ограничена зоной с радиальными кривыми. Эта область не распространяется на стенку контейнера. Он локализуется вблизи устья экструзионной матрицы в отличие от случая прессования с низким и средним коэффициентом удлинения.

Следует отметить, что полученная интенсивность скорости деформации ξ достигает значения 1400 с⁻¹. В первую очередь это связано с большими значениями деформации. Осторожность вызывает тот факт, что графики кривых упрочнения обычно не строятся для таких высоких скоростей. В лучшем случае скорость деформации при испытаниях материалов ограничена 100 с⁻¹. Поэтому расчетные данные о сопротивлении деформации получены путем экстраполяции графиков для умеренных значений скорости.

Важной областью исследований реологических свойств материалов было бы расширение диапазона скоростей деформации до 1000 с⁻¹. Это позволит повысить точность выполняемых расчетов.

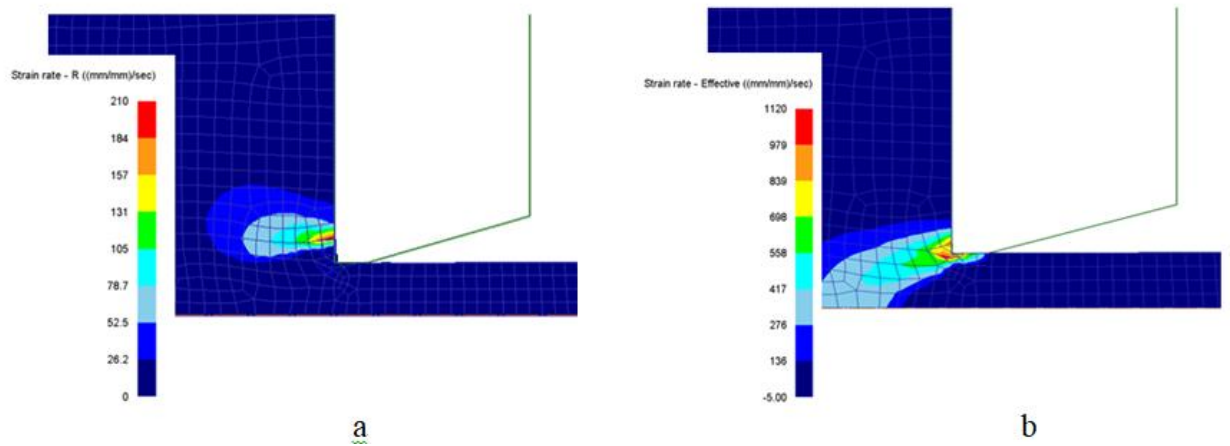


Рисунок- 25. Визуализация компонента тензора скорости деформации ξ_{rr} (a) и интенсивности скорости деформации ξ , s^{-1}

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

По результатам проведенных патентных исследований можно сделать вывод о том, что наибольшее внимание в исследуемой области уделяется разработке и уточнению химических составов латуней. На втором по значимости месте стоят режимы прессования прессованных прутков из латуни. При этом указанные режимы тесно связаны с химическим составом, так как совместно эти факторы обеспечивают получение необходимой структуры, фазового состава сплава и размеры зерна прессованного изделия. Последний параметр определяет необходимый уровень технологических и механических свойств.

В ходе исследования был проведен сравнительный анализ изобретательской активности по странам патентования, выбранным для исследования. По полученным данным можно сделать вывод, что наибольший интерес в данной области техники проявляют китайские, японские, американские и британские компании и изобретатели.

В России исследования и новые разработки локализованы отраслевых научно-исследовательских институтах, в университетах федерального значения и крупных металлургических компаниях. В Японии объекты изобретательского права в заданной области принадлежат крупным компаниям, которые имеют исследовательские подразделения. В Китае лидирующая роль принадлежит государственным университетам и металлургическим компаниям. В США исследования сосредоточены в крупных корпорациях, но иногда их участие поддерживается соответствующими министерствами, например, энергетики.

Патентные исследования будут продолжены в соответствии с Планом-графиком научно-исследовательской работы с целью анализа патентоспособности конкретных разрабатываемых методов и материалов.

По результатам проведенных исследований было изучено прессование латунного сплава марки ЛС59-1 на горизонтальном прессе обратного прессования, на примере прессования в одноканальную и двухканальную матрицу. На основании наблюдений о проблемах изготовления готовой продукции методом волочения из прессованной заготовки отпрессованной в двухканальную матрицу с повышенной кривизной.

Отобрав образцы на механические свойства и микроструктуру, были исследованы различия в полученных значениях в пределе текучести и относительном удлинении с передней части прутка, середины и задней части. Увидели изменение условного размера зерна во время прессования двумя различными методами, распределение β -фазы.

Выполненные промышленные эксперименты показали, что существует связь между температурой прессования и прочностными свойствами прутков из свинцовой латуни. Эта зависимость имеет минимум при температуре 720°C, которая относится к области фазового перехода. Выявлено также увеличение прочности прутков от начальной к завершающей стадии прессования. Предложено объяснение этим явлениям с позиции различий структурного состояния.

В процессе экструзии латуни с большими коэффициентами удлинения методом конечных элементов было выявлено, что зона деформации не доходит до стенок контейнера. Деформации локализуются вблизи входного конуса матрицы. Установлено, что уровень скоростей деформации превышает значение 1000 с⁻¹.

Регулируя параметры температурно-скоростного режима можно получить прессованную продукцию с различными механическими свойствами и необходимой структурой металла. Подбирая условия прессования можно в полной мере удовлетворить требованиям заказчикам и принесет высокий экономический эффект при изготовлении готового изделия.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Медь и деформируемые медные сплавы: учебное пособие / Ю.Н.Логинов. 2-е изд., стер. Екатеринбург: ГОУ ВПО УГТУ-УПИ, 2006. 136 с
2. ГОСТ2060-06 «Прутки латунные»
3. DIN EN 12165:2011 «Медь и медные сплавы. Заготовка для поковок»
4. Богоявленский К.Н., Жолобов В.В., Ландихов А.Д. и др. Обработка цветных металлов и сплавов давлением Москва.: Металлургия, 1973. 480 с.
5. Материалы производственной практики в ОАО «КУЗОЦМ». Каменск-Уральский, 2019.
6. Прессование как метод интенсивной деформации металлов и сплавов : учеб. пособие / Ю. Н. Логинов. — Екатеринбург : Изд-во Урал.ун-та, 2016 — 156 с.
7. Патент RU2393265
8. Щерба В.Н., Райтбарг Л.Х. Технология прессования металлов. Москва.: Металлургия, 1995, 336 с.
9. Патент RU2016134. Способ производства полуфабрикатов из латуни / Б.Н.Ефремов и др. IPC C22F 1/08. Publ. 1994.07.15.
- 10.Патент №US6458222. Metal material, brass and method for manufacturing the same. Appl.: Toto Ltd (JP). Inv.: Matsubara; Ryuji, Ashie; Nobuyuki, Nakamura; Katsuaki. IPC C22F 1/08. Publ. 2002-02-01.
- 11.Обработка цветных металлов и сплавов: Справочник /Под ред. Л.Е.Миллера. Москва.: Металлургиздат, 1961. 872 с.
- 12.Логинов Ю.Н., Мякошин В.И., Семенов А.П. Влияние процессов контактной теплопередачи на кинематику процесса прессования латуней / В сб. тр.1 Росс. конф. «Кузнецы Урала-2005», Екатеринбург, 2005. С.187-194.

13. Логинов Ю.Н., Семенов А.П. Измерение температуры инструмента при горячем прессовании прутков из меди и латуни. Кузнечно-штамповочное производство, 2006, №4. С.10-13.
14. Осинцев О.Е., Федоров В.Н. Медь и медные сплавы. Отечественные и зарубежные марки : справочник. Москва.: Машиностроение. 2004. 336 с.
15. Pugacheva N. B. Structure and properties of alloys and coatings with ordered b-phase after heat treatment. Metal Science and Heat Treatment. 2007. V. 49. No. 5 – 6. P. 240-247.
16. Mapelli C., Venturini R. Dependence of the mechanical properties of an α/β brass on the microstructural features induced by hot extrusion. Scripta Materialia. 2006. V. 54. Iss. 6. P. 1169-1173.
17. Фадил, А. А., Гатгас, М. С., Искандер, Б. А., Аджил, С. А., Энаб, Т. А. Структурная характеристика и процессы обнаружения дефектов в свинцовом латунном сплаве, используемом для производства газовых клапанов. Александрийский инженерный журнал. 2018. V. 57(3). P. 1301-1311
18. Илларионов А. Г., Логинов Ю. Н., Степанов С. И., Илларионова С. М., Радаев П. С. Изменение структурно-фазового состояния и физико-механических свойств холоднодеформированной свинцовой латуни при нагреве // Наука о металлах и термическая обработка 61(3-4), с. 243-248
19. Дхинвал С. С., Шукла А. Дж., Бисвас С., Чухан Д. К. Эволюция микроструктуры и кристаллографической текстуры в α - β латуни при равноканальном угловом прессовании. Характеристика материалов 2020. V. 163. №110270.
20. Пугачева Н. Б., Панкратов А. А., Фролова Н. Ю., Котляров И. В. Структурные и фазовые превращения в $\alpha + \beta$ -латунях 2006 Российская металлургия (металл) 2006(3), С. 239-248.
21. Логинов Ю. Н., Овчинников А. С. Повышение однородности структуры и свойств экструдированных заготовок из свинцовых латуней Альфа + Бета. 2015 Металлург 59(3-4), с. 342-347

22. Момени А., Эбрахими Г. Р., Фариди Х. Р. Влияние химического состава и технологических переменных на поведение горячего потока свинцовых латунных сплавов. 2015. Материаловедение и инженерия А. В. 626, С. 1-8.
23. Chang, С.-С., Hsu, С.-Н., Lai, J.-С. Влияние размера зерна и условий смазки на микро-прямую и обратную полую экструзию латуни. 2014. Прикладная механика и материалы. 479-480, С. 8-12.
24. Каргин В. Р., Дерябин А. Ю. Моделирование заключительного этапа метода прямой экструзии крупногабаритных стержней при малых удлинениях. 2018 Российский журнал цветных металлов. 59(6), С. 632-636.
25. Ершов А. А., Котов В. В., Логинов Ю. Н. Возможности QForm-экструзии на примере экструзии сложных форм. 2012 Металлург 55(9-10), с. 695-701.

ПРИЛОЖЕНИЯ

Strained condition parameters during brass backward extrusion with a high elongation coefficient

Shimov G.V.,¹, Loginov Y.N.^{1,2}, Bushueva N.I.¹, Vorsin A.S.^{1,3}

¹Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin, Mira street 19, Ekaterinburg, 620002, Russia

² M.N. Mikheev Institute of Metal Physics of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences

³ ПАО «Каменск-Уральский завод по обработке цветных металлов»

Annotation. The brass backward extrusion boundary value problem with a elongation coefficient more than 700 is carried out. This process is consistent with production practices. The problem is solved using the DEFORM software module by the finite element method. The displacement velocities, strain rates and degree of strain are calculated. The difference between extrusion with moderate and high elongation coefficients is revealed. The moderate extraction coefficients during extrusion results to the formation of a deformation zone which boundaries which reach the container wall. The use of large extraction coefficients results to the deformation zone localization near the matrix extrusion die parallel land. The local level strain rates excess above the value 1000 s^{-1} is revealed.

1. Previous work

The two-phase brasses pressure shaping is an increased attention object, since in the presence of two phases due to an additional lever is created to control the properties of the material [1-3]. The two-phase brasses have a low ductility level in the hot state with rigid stress state schemes. They are usually processed not by rolling, but by extrusion. In this case, a high level of compression stresses increases the paste-forming properties. It is possible to obtain the product without destruction. An important question is whether the workpiece metal will be partially or completely in the temperature field corresponding to the high-temperature phase during hot deformation [4,5]. Related studies are aimed at the fixing possibility of this phase to improve the final product properties [6]. It is important whether the pressing is carried out in a direct or backward way [7]. The strain rate distribution and strain distribution during the deformation process is important. It is known that the distribution of these parameters is extremely heterogeneous from the two-phase brasses' extrusion. At the same time, the stress-strain properties level that the metal inherits depends on this distribution. The FEM for stress-strain state analyses is using by various software modules such as: DEFORM [8], QFORM [9] etc.

The work aim is to study the distribution of tensor and invariant characteristics of the stress-strain state by the finite-difference method in the single-channel backward extrusion of a rod made of two-phase brass.

1. 1. The calculation method description

The finite element method implemented in the DEFORM software module is used to analyze the extrusion scheme. The problem statement is carried out in 2D indication. Fig. 1, a shows a general view of the tools and the workpiece locations. Fig. 1, b shows an enlarged image of the area adjacent to the matrix extrusion die, with a finite elements mesh on the workpiece body. The tools and workpieces geometric parameters are represented by the following data: the container diameter $D_k = 260 \text{ mm}$, the ingot length $L = 750 \text{ mm}$, the ingot diameter $D = 250 \text{ mm}$; the parallel land diameter and length $d_k = 9,8$

mm and 3,0 mm, respectively. Thus, the ratio $L/D = 3$ is used. It is acceptable for the backward extrusion scheme since the friction effect on the container walls is leveled here. The elongation coefficient regarding to container in this case will be the value

$$\lambda = D_k^2/d_k^2 = 260^2/9,8^2 = 704, \quad (1)$$

accordingly, the strain degree

$$\varepsilon = \ln\lambda = 2*\ln(D_k/d_k) = 6,56. \quad (2)$$

The strain degree can also be estimated through the reduction rate over the area:

$$\varepsilon_0 = 100*(\lambda - 1) / \lambda = 99,85\%. \quad (3)$$

The latter value indicates that the very high deformations mode is realized in this case. A cylindrical coordinate system $r\phi y$ is introduced during setting the problem. The following kinematic boundary conditions for axisymmetric deformation are used:

- for container wall:

$$V_r = 0; V_y = 0 \quad , \quad (4)$$

- for matrix extrusion die:

$$V_r = 0; V_y = 6 \text{ mm/c} . \quad (5)$$

The index "r" refers to the radial coordinate, the index "y" to the axial coordinate.

The problem scheme statement is shown in Fig. 1.

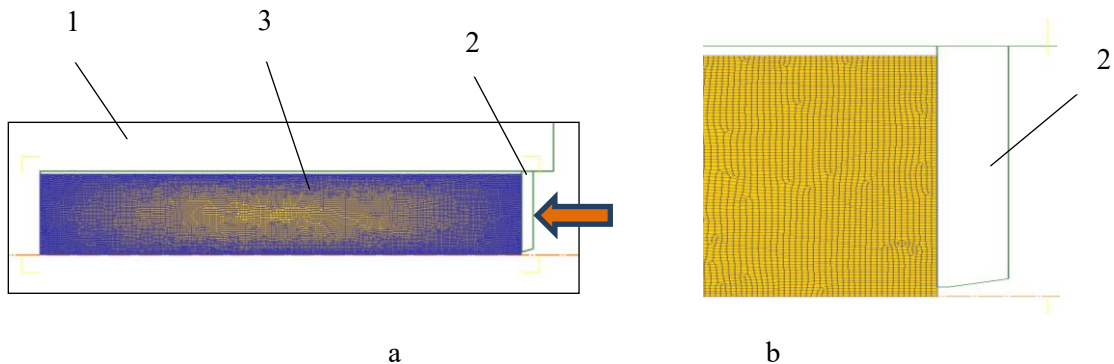


Fig. 1. The design process scheme (a) and an enlarged image of the metal part adjacent to the matrix extrusion die with the the finite element mesh display: 1-the wall of the container; 2-the matrix extrusion die; 3-the workpiece; the arrow shows the the matrix extrusion die movement direction

The statement is carried out with the finite elements number amount 26500. The setting conditions are as follows: the workpiece material in accordance with the standard DIN_CuZn40Pb with properties in the temperature range 550...950 °C. The object type is plastic. The billet heating temperature consist 680 C°, the heating temperature of the container and matrix extrusion die consist 460 °C, matrix matrix extrusion die movement velocity – 6 mm/c (according to the production process data). The friction coefficient on the matrix extrusion die is 0.2. The heat transfer parameters are set according to the software module recommendations

2. Calculations results

Fig. 2, a shows the radial component distribution of the displacement velocity. It can be seen that the the symmetry condition process is satisfied: at the radial coordinate $r = 0$, the radial velocity V_r is zero. This velocity on the container wall surface is also consist zero due to the need to meet the condition that the deformable metal does not penetrate the tool. Figure 2, b shows the modulus of the displacement velocity vector distribution. The maximum value is close to 4000 mm/s. This value can also be calculated using the formula $V_{\max} = V_y * \lambda = 6 * 703 = 4218 \text{ mm/s}$.

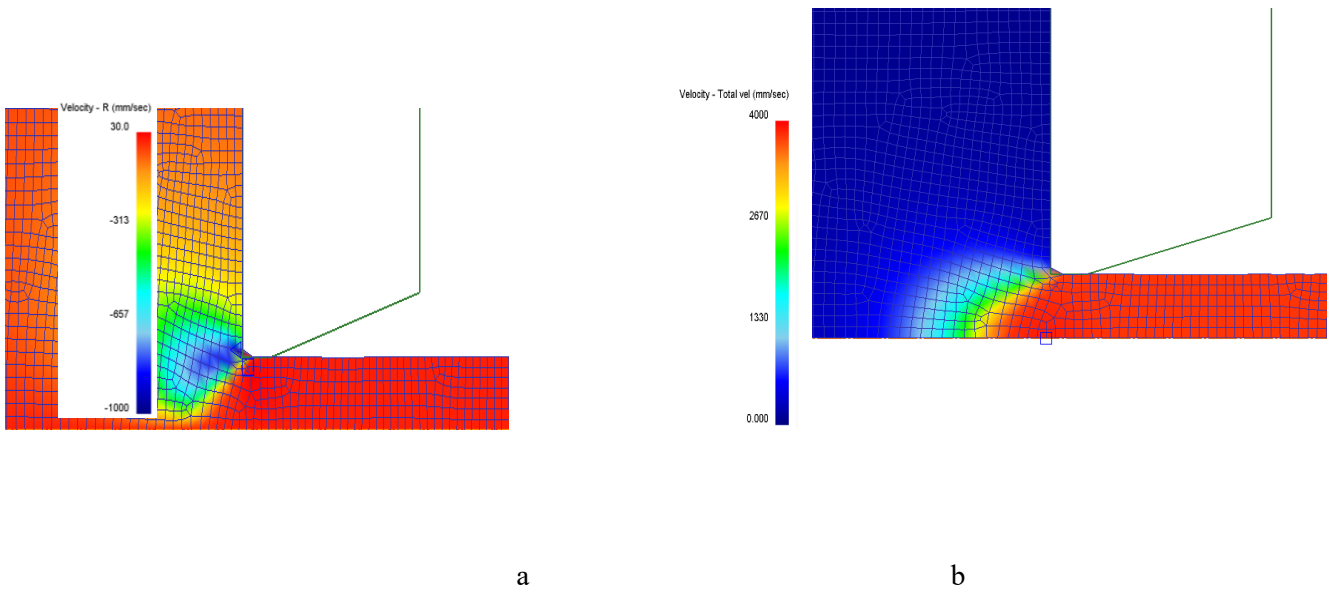


Figure 2. Display of the radial component of the displacement velocity (a) and the modulus of the displacement velocity vector (b), mm/s

The module of the displacement velocity vector has a maximum just on the extrusion axis in contrast to the radial component. (Fig. 2, b). This phenomenon is caused by the influence of large movements along this coordinate. In general, the field of displacement velocities does not extend to the entire the workpiece volume. It is localized near the matrix extrusion die mouth. This is the difference of extrusion with a large extraction coefficient.

The strain velocity tensor T_{ξ} characterizes strain of shortening or elongation, as well as shifts in individual volumes of the deformation zone in contrast to the displacement velocity vector. Fig. 3, a show the strain rate tensor ξ_{rr} component distribution. The highest values are reached near the matrix extrusion die parallel land. The component ξ_{rr} is no distribution to the extrusion axis centre in this case. Invariant value of the strain rate intensity ξ (fig. 3, b) essentially sets the deformation zone shape: this area can be bounded by a zone with radial curves. This area does not extend to the container wall. It is localized near the matrix extrusion die mouth in contrast to the case of extrusion with low and medium elongation coefficient. It should be noted that the strain rate intensity ξ obtained reaches the value 1400 s^{-1} . This is primarily due to the large values of deformation. Caution is aroused by the fact that the hardening curves graphs are not usually plotted for such high velocities. At best, the strain rate in material tests is limited to 100 s^{-1} . Therefore, the calculated data on the strain resistance are obtained by extrapolating the graphs for moderate velocity values. An important research area on the rheological materials properties would be to extend the range of strain rates to 1000 s^{-1} . This would improve the calculations performed accuracy.

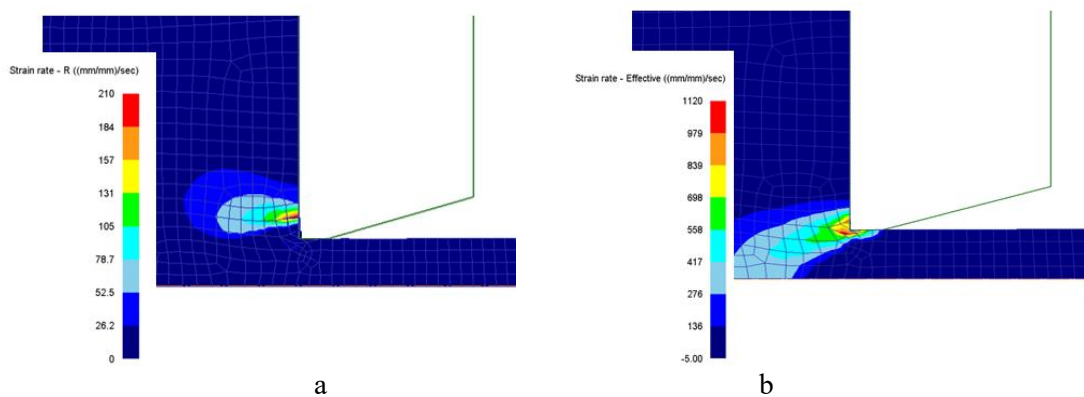


Рис. 3. Imaging the strain rate tensor component ξ_{rr} (a) and the strain rate intensity ξ , s^{-1}

3. The production process elements

The paper considers the real situation that occurs during the production of lead brass at the PJSC "Kamensk-Uralsky non-ferrous metal working plant". Figure 4, a shows a photo of the ingot loaded into the container and the matrix extrusion die attached to the movable die. Figure 4, b shows the coil view after extrusion.

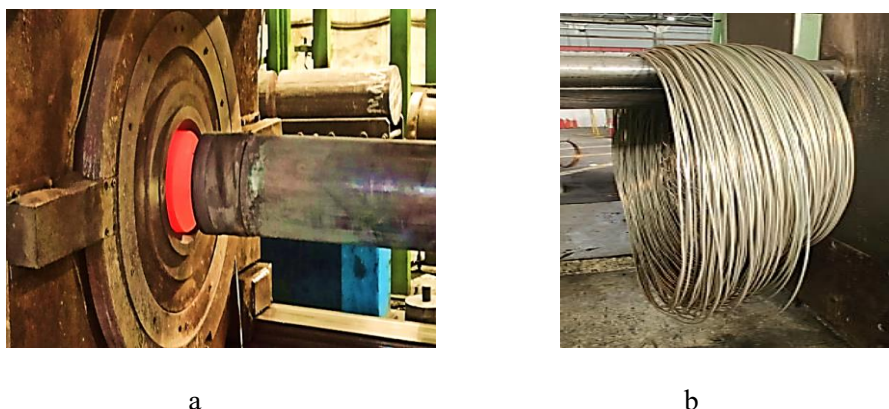


Рис. 4. Ingot and tool assembly during extrusion (a), finished product coil (b)

Conclusions. During the brass extrusion process with large elongation coefficients by the finite element method, it was revealed that the deformation zone does not reach the walls of the container. Deformations are localized near the matrix extrusion die mouth. It is established that the strain rates level exceeds the value of 1000 s^{-1} .

СЫЛКИ

1. Fadhil, A.A., Ghattas, M.S., Iskander, B.A., Ajeel, S.A., Enab, T.A. Structural characterization and detecting processes of defects in leaded brass alloy used for gas valves production. *Alexandria Engineering Journal*. 2018. V. 57(3). P. 1301-1311
2. Illarionov, A.G., Loginov, Y.N., Stepanov, S.I., Illarionova, S.M., Radaev, P.S. Variation of the Structure-and-Phase Condition and Physical and Mechanical Properties of Cold-Deformed Leaded Brass Under Heating 2019 *Metal Science and Heat Treatment* 61(3-4), с. 243-248
3. Dhinwal, S.S., Shukla, A.J., Biswas, S., Chouhan, D.K. Evolution of microstructure and crystallographic texture in α - β Brass during equal channel angular pressing. *Materials Characterization* 2020. V. 163. No.110270.
4. Pugacheva, N.B., Pankratov, A.A., Frolova, N.Yu., Kotlyarov, I.V. Structural and phase transformations in $\alpha + \beta$ brasses 2006 *Russian Metallurgy (Metally)* 2006(3), с. 239-248.
5. Loginov, Y.N., Ovchinnikov, A.S. Increase in the Uniformity of Structure and Properties of Extruded Workpieces of Alpha + Beta Lead Brasses. 2015 *Metallurgist* 59(3-4), с. 342-347
6. Momeni, A., Ebrahimi, G.R., Faridi, H.R. Effect of chemical composition and processing variables on the hot flow behavior of leaded brass alloys. 2015. *Materials Science and Engineering A*. V. 626, P. 1-8.

7. Chang, C.-C., Hsu, C.-H., Lai, J.-C. Effects of grain size and lubricating conditions on micro forward and backward hollow extrusion of brass. 2014. Applied Mechanics and Materials. 479-480, P. 8-12.
8. Kargin, V.R., Deryabin, A.Y. Simulation of the Final Stage of the Direct Extrusion Method of Large-Size Rods at Small Elongations. 2018 Russian Journal of Non-Ferrous Metals. 59(6), P. 632-636.
9. Ershov, A.A., Kotov, V.V., Loginov, Yu.N. Capabilities of QForm-extrusion based on an example of the extrusion of complex shapes. 2012 Metallurgist 55(9-10), c. 695-701.

Таблица В.1. Патентная документация

Предмет поиска (объект исследования, его составные части)	Страна выдачи, вид и номер охранного документа. Классификационный индекс*	Заявитель (патентообладатель), страна. Номер заявки, дата приоритета, конвенционный приоритет, дата публикации	Название изобретения (полезной модели, образца)
1	2	3	4
Объект исследования представляет собой совокупность действий, направленных на разработку новых методов прессования прутков из латуни	JP2000355746A B21C23 / 00; C22C9 / 04; C22F1 / 00; C22F1 / 08 EP1270758A2 C22C9/04; C22F1/08	TOTO LTD, JP2000355746A,9.09.1996 опубл. 26.12.2000 TOTO LTD, EP1270758A2·2003-01-02 Опубл. 02.01.2003 Также опубликовано как: <u>AT235573T</u> ; <u>AU4136097A</u> ; <u>CA2265812A1</u> ; <u>CN1230230A</u> ; <u>CN1100152C</u> ; <u>DE69720261T2</u> ; <u>EP1270758A2</u> ;	PRODUCTION OF BRASS AND PRODUCING EQUIPMENT THEREFOR

Продолжение Таблица В.1.

<p>CN104862520A C22C1 / 02; C22C9 / 00; C22F1 / 08;</p>	<p>NINGBO POWERWAY ALLOY MATERIALS CO LTD <u>CN201510264674A,22.05.2015</u> Опубл. 26.08.2015</p>	<p>Brass alloy as well as preparation method and application thereof</p>
<p><u>JP2000119777A</u> B21C23 / 00; C22C9 / 04; C22F1 / 00; C22F1 / 08;</p>	<p>TOTO LTD <u>JP9938999A,06.04.1999</u> Опубл. 25.04.2000</p>	<p>METHOD AND EQUIPMENT FOR MANUFACTURING BRASS AND BRASS MATERIAL</p>
<p>WO2006088421A B21C23 / 00 ; B21C23 / 02 ; B21C23 / 04 ; B21C25 / 02 ; C22C9 / 04 ; C22F1 / 08 ;</p>	<p>IGNBERG, LARZ, OUTOKUMPU COPPER PRODUCTS OY FI20050195A/18.02.2005 Опубл. 24.08.2006 Также опубликовано как: <u>CN101120115A;</u> <u>CN100582282C;</u> <u>FI20050195A;</u></p>	<p>EXTRUSION OF A METAL ALLOY CONTAINING COPPER AND ZINC</p>
<p>CN103602853A C22C9 / 04; C22F1 / 08;</p>	<p>FUJIAN PROVINCE NAN AN CITY PENGXIN COPPER INDUSTRY CO LTD CN201310562188A·12.11.2013 Опубл.26.02.2014</p>	<p>Low-lead extruded brass bar and production method thereof</p>

Продолжение Таблица В.1.

	JP2001316789 C22C9 / 04; C22F1 / 00; C22F1 / 08	TOTO LTD JP2000043616A·2000-02-21 Опубл.16.11.2001	METHOD FOR WORKING BRASS MATERIAL AND BRASS MATERIAL
	RU2393265 C22F1 / 08	РЗОЦМ (RU), УрФУ (RU) Дата публикации заявки: 20.07.2009 Опубл.27.06.2010	СПОСОБ ПРОИЗВОДСТВА ГОРЯЧЕПРЕССОВАННЫХ ЗАГОТОВОК ИЗ СВИНЦОВОЙ АЛЬФА+БЕТА-ЛАТУНИ
	JP2002256362A C22C9 / 04; C22F1 / 00; C22F1 / 08	TOTO LTD JP2001362889A,2001.11.28 Опубл.11.09.2002	METHOD AND EQUIPMENT FOR MANUFACTURING BRASS AND BRASS MATERIAL
	JP2000119778A B21C23 / 00; C22C9 / 04; C22F1 / 00; C22F1 / 08	TOTO LTD JP2000119778A,1999.04.06 Опубл.25.04.2000	METHOD AND EQUIPMENT FOR MANUFACTURING BRASS AND BRASS MATERIAL

Продолжение Таблица В.1.

	<p>US6458222B1 C22C9/04; C22F1/08</p>	<p>TOTO LTD US53098400A,2000.05.08 Опубл.1.10.2002 Также опубликовано как: AU1052099A; CN1277638A;</p>	<p>Metal material, brass and method for manufacturing the same</p>
	<p>CN108265195A C22F1 / 08</p>	<p>NINGBO JINTIAN COPPER GROUP CO CN201711406562A.2017.12.22 Опубл.10.07.2018</p>	<p>Single-phase brass for deep drawing, and preparation method thereof</p>
	<p>CN105821357A C22F1/08</p>	<p>ANHUI XINKE NEW MAT CO LTD CN201610325744A.2016.05.17 Опубл.3.08.2016</p>	<p>Production process for lead brass bars</p>
	<p>CN106947883A C22F1/08</p>	<p>UNIV HEFEI TECHNOLOGY CN201710299175A·201.04.28 Опубл.3.08.2016</p>	<p>Lead-free corrosion-resistant free-cutting brass alloy and preparation method thereof</p>
	<p>JP2000199021A C22F1/08</p>	<p>TOTO LTD JP2000033705A·2000.02.10 публ.17.11.2016</p>	<p>COPPER ALLOY AND PRODUCTION THEREOF</p>

Продолжение Таблица В.1.

CN106011711A C22F1/08	ZHEJIANG SANRUI COPPER CO LTD CN201610419054A·2016.06.13 Опубл.12.10.2016	Preparing method of brass alloy
JP2006009053A C22F1/08	SHINNITTO KINZOKU KK, SUMITOMO LIGHT METAL IND LTD JP2004183750A·2004.06.2 Опубл.12.01.2006	BRASS MATERIAL HAVING EXCELLENT STRESS CORROSION CRACKING RESISTANCE AND ITS PRODUCTION METHOD
CN103667777A C22F1/08	YUYAO SHISEN COPPER PLANT CN201310615756A·2013.11.27 Опубл.26.03.2014	Rolling-formed environment-friendly lead-free brass profile
CN100552070C C22F1/08	UNIV CENTRAL SOUTH [CN] CN200710035912A,2007.10.16 Опубл.26.03.2014	Leadless easy-cutting magnesium brass alloy and method for preparing same
JP2003268514A C22F1/08	TOTO LTD JP2002071178A,2002.03.15 Опубл.26.03.2014	METHOD OF PRODUCING BRASS
CN104109774A C22F1/08	HESHAN JINZHOU COPPER IND CO LTD CN201310134297A*2013.04.18 Опубл.22.10.2014	Environment- protective lead-free brass and preparation method thereof

Продолжение Таблица В.1.

<p>US2014212325A1 C22F1/08</p>	<p>MUELLER IND INC [US] US201414227385A*2014.03.27 Опубл.31.07.2014 Также опубликовано как: <u>US2013118309A1;</u> <u>US8721765B2;</u> <u>US2014212325A1;</u> <u>US9399805B2</u></p>	<p>DEZINCIFICATION ALLOY AND METHOD OF MAKING SAME</p>
<p>US2012155501A C22F1/08</p>	<p>CAI JIHUA [CN] US97055610A·2010.12.16 Опубл.21.06.2012</p>	<p>ANGULAR EXTRUSIONOF COPPER ALLOY ANODES</p>
<p>JP2002363718A C22F1/08</p>	<p>SUMITOMO LIGHT METAL IND JP2001174177A·2001.06.08 Опубл.18.12.2002</p>	<p>METHOD OF PRODUCING Cu- Zn-BASED ALLOY EXTRUDED MATERIAL HAVING FINE STRUCTURE AND Cu-Zn-BASED ALLOY EXTRUDED MATERIAL OBTAINED BY THE SAME</p>

Таблица В.2. - Научно-техническая, конъюнктурная, нормативная документация и материалы государственной регистрации (отчеты о научно-исследовательских работах)

Предмет поиска	Наименование источника информации с указанием страницы источника	Автор, фирма (держатель) технической документации	Год, место и орган издания (утверждения, депонирования источника)
1	2	3	4
Объект исследования представляет собой совокупность действий, направленных на разработку новых производственных (цифровых) технологий прессования латунных прутков.	<u>Structural and phase transformations in $\alpha + \beta$ brasses</u> , с. 239-248	Pugacheva N.B., Pankratov A.A., Frolova N.Yu., Kotlyarov I.V.	<u>Russian metallurgy (Metally)</u> . 2006. Т. 2006. № 3.
	Применение динамического канально-углового прессования для получения наноструктурированных меди и латуни, с 17-24	<u>Хомская И.В.</u> , <u>Шорохов Е.В.</u> , <u>Зельдович В.И.</u> , <u>Хейфец А.Э.</u> , <u>Фролова Н.Ю.</u> , Абрамов А.В., Насонов П.А., Минаев И.В.	<u>Деформация и разрушение материалов</u> . 2012. № 1.
	<u>Влияние процессов контактной теплопередачи на кинематику процесса прессования латуней</u> , С. 187-193	Логинов Ю.Н., Мякошин В.И., Семенов А.П.	В сборнике: <u>Кузнечно-штамповочное производство: перспективы и развитие</u> Материалы 1-ой Российской конференции по кузнечно-штамповочному производству "Кузнецы Урала - 2005".

Продолжение Таблица В.2.

<u>Изменение температуры инструмента при горячем прессовании прутков из меди и латуни, С. 10-13.</u>	Логинов Ю.Н., Семенов А.П.	<u>Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. 2006. № 4.</u>
<u>Повышение однородности структуры и свойств прессованных заготовок из альфа + бета свинцовых латуней, С. 62-66.</u>	Логинов Ю.Н., Овчинников А.С.	<u>Металлург. 2015. № 4</u>
<u>Напряженно-деформированное состояние прессования латуни при переменных условиях теплопередачи, С. 41-46</u>	Логинов Ю.Н., Полищук Е.Г., Овчинников А.С.	<u>Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. 2018. № 9</u>
<u>Формирование тепловых граничных условий, связанных с излучением, при прессовании заготовок из меди и латуни, С. 80-83.</u>	Логинов Ю.Н.	<u>Инновационные технологии в металлургии и машиностроении 2013.</u>
<u>Решения технологических задач прессования с применением системы анализа процессов пластического деформирования “РАПИД 2D”.</u>	Логинов Ю.Н.	Учебно-методическое пособие / Екатеринбург, 2007.
<u>Прессование как метод интенсивной деформации металлов и сплавов</u>	Логинов Ю.Н.,	Учебное пособие для студентов всех форм обучения по направлению подготовки "Металлургия" / Екатеринбург, 2016.

Продолжение Таблица В.2.

	<u>Влияние присутствия второй фазы на свойства двойных латуней</u> , с. 187-190.	Логинов Ю.Н., Овчинников А.С.	<u>Заготовительные производства в машиностроении</u> . 2017. Т. 15. № 4.
	Characteristics of microstructure evolution of two-phase H62 brass alloy during continuous extrusion, Pages 647-651	Bing Li, Zikai Lin, Cheng Peng, Xue Wang, Jingfeng Zhang	Procedia Engineering, Volume 207, 2017
	Flow Characteristics of Brass Rod During Continuous Extrusion, Pages 647-651	Bing Li, Qi Wei, Jiu-yang Pei, Ying Zhao	Procedia Engineering, Volume 81, 2014
	Microstructure, Phase Transformation, Precipitation Behavior and Mechanical Properties of P/M Cu40Zn–1.0 wt% Ti Brass Alloy via Spark Plasma Sintering and Hot Extrusion, Pages 1018-1024	Shufeng Li, Hisashi Imai, Katsuyoshi Kondoh	Journal of Materials Science & Technology, Volume 29, Issue 11, November 2013
	Dependence of the mechanical properties of an α/β brass on the microstructural features induced by hot extrusion, Pages 608-614,	Carlo Mapelli, Roberto Venturini	Journal of Materials Processing Technology, Volume 54, Issue 6, March 2006

Продолжение Таблица В.2.

	<p>Microstructural evolution and mechanical properties of accumulative back extruded duplex ($\alpha + \beta$) brass, Pages 101-114,</p>	<p>E. Farabi, A. Zarei-Hanzaki, M. Moghaddam, M. Moghaddam, P. D. Hodgson, H. Beladi</p>	<p>Materials Characterization, Volume 152, June 2019,</p>
	<p>Fabrication and properties of lead-free machinable brass with Ti additive by powder metallurgy</p>	<p>Shufeng Li, Katsuyoshi Kondoh, Hisashi Imai, Hisashi Imai, Haruhiko Atsumi, Pages 242-249,</p>	<p>Powder Technology, Volume 205, Issues 1-3, 10 January 2011,</p>
	<p>High-strength, lead-free machinable α-β duplex phase brass Cu-40Zn-Cr-Fe-Sn-Bi alloys, Pages 275-281,</p>	<p>Haruhiko Atsumi, Hisashi Imai, Shufeng Li, Katsuyoshi Kondoh, Akimichi Kojima</p>	<p>Materials Science and Engineering: A, Volume 529, 25 November 2011,</p>

Продолжение Таблица В.2.

	<p>Fabrication and properties of high-strength extruded brass using elemental mixture of Cu–40% Zn alloy powder and Mg particle, Pages 554-562,</p>	<p>Haruhiko Atsumi, Hisashi Imai, Shufeng Li, Katsuyoshi Kondoh, Akimichi Kojima</p>	<p>Materials Chemistry and Physics, Volume 135, Issues 2–3, 15 August 2012,</p>
	<p>Hot working analysis of a CuZn40Pb2 brass on the monophasic (β) and intercritical ($\alpha+\beta$) regions, Pages 42-50,</p>	<p>L. Suárez, P. Rodriguez-Calvillo, J. M. Cabrera, A. Martínez-Romay,</p>	<p>Materials Science and Engineering: A, Volume 627, 11 March 2015</p>
	<p>Hot tearing in extruded brass for machining applications, pp. 432-438</p>	<p>Mannheim R, Garin J</p>	<p>Revista de Metalurgia (Madrid), vol. 45, issue 6 (2009)</p>