

На правах рукописи



ДО ВАН МИНЬ

**ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ПЛАСТИЧЕСКИХ
ХАРАКТЕРИСТИК ПРОСТЫХ ЛАТУНЕЙ ПРИ ГОРЯЧЕЙ И ХОЛОДНОЙ
ДЕФОРМАЦИИ С ЦЕЛЮ СОВЕРШЕНСТВОВАНИЯ РЕЖИМОВ ОБЖАТИЙ**

Специальность 05.16.05 – «Обработка металлов давлением»

АВТОРЕФЕРАТ

диссертации на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Москва – 2015

Диссертационная работа выполнена в Федеральном государственном автономном образовательном учреждении высшего профессионального образования «Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС» (НИТУ «МИСиС»), на кафедре пластической деформации специальных сплавов (ПДСС)

Научный руководитель: Профессор, доктор технических наук
Зиновьев Александр Васильевич (НИТУ «МИСиС»)

Официальные оппоненты: **Шаталов Роман Львович**, доктор технических наук, профессор, ФГБОУ ВПО «Московский государственный машиностроительный университет (МАМИ)» /Университет машиностроения/, кафедра «Машины и технологии обработки металлов давлением», профессор

Зисельман Виталий Львович, кандидат технических наук, ФГУП «Московский завод по обработке специальных сплавов», заместитель технического директора

Ведущая организация: **ОАО «Институт Цветметобработка»**

Защита состоится « 11 » февраля 2015 года в 14⁰⁰ ч на заседании диссертационного совета Д 212.132.09 при Федеральном государственном автономном образовательном учреждении высшего профессионального образования «Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС» по адресу: 119049, г. Москва, Ленинский проспект, д. 4, ауд. Б-607.

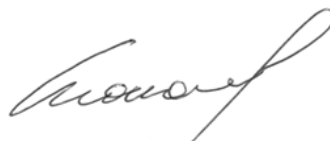
С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке НИТУ «МИСиС» и на сайте <http://www.misis.ru>.

Справки по телефону: 8(495)955-01-27

e-mail: pdss@misis.ru

Автореферат разослан « » декабря 2014 года.

Ученый секретарь
диссертационного совета



С.М. Ионов

Общая характеристика работы

Актуальность работы:

При разработке технологических режимов обработки металлов и сплавов необходимо знать их физико-механические свойства и изменения структуры при различных условиях процессов обработки. Несмотря на громадные достижения в изучении закономерностей и механизмов пластической деформации металлов и сплавов, в частности простых латуней, и создание на этой основе эффективных технологий производства разнообразных изделий, постоянное и углубленное изучение закономерностей поведения металлов и сплавов при горячей и холодной деформации с использованием новейших методик, приборов и установок является существенной необходимостью современной науки о металлах.

Цель и задачи исследований:

Исходя из целесообразности проверки и подтверждения научных данных, опубликованных в 20 веке и необходимости получения отсутствующих и новых, более точных результатов, целью работы является экспериментальное исследование пластических характеристик простых латуней на примере сплавов Л90, Л68, Л63 известного химического состава в условиях горячей и холодной деформации с использованием современного оборудования и приборов.

Для достижения этой цели были поставлены и решены следующие задачи:

1. Выбор и адаптация применительно к современным установкам и приборам методик экспериментальных исследований пластических характеристик простых латуней при горячей и холодной деформации.

2. Получение кривых течения латуней Л90, Л68 и Л63 для известного химического состава и анализ их зависимости от температурно-скоростных и деформационных параметров процесса горячей деформации.

3. Создание на основе полученной экспериментальной информации формул для расчета зависимости сопротивления деформации от температурно-скоростных и деформационных параметров процессов горячей деформации указанных сплавов.

4. Изучение эволюции структуры латуней Л90, Л68 и Л63 для подтверждения результатов исследований сопротивления деформации в исследованном температурно-скоростном и деформационном диапазоне горячей деформации.

5. Подтверждение проявления явления атермического разупрочнения (ЯАР) в простых латунях и нахождение областей его протекания при холодной прокатке латуней Л90, Л68 и Л63 известного химического состава.

6. Разработка примеров практического использования полученных научных результатов по сопротивлению деформации и явлению атермического разупрочнения при

формировании режимов обжатий горячей и холодной прокатки простых латуней.

Научная новизна полученных результатов заключается в следующем:

1. Получены зависимости течения латуней Л90, Л68 и Л63 известного химического состава от температурно-скоростных и деформационных параметров процессов горячей деформации.

2. Определены коэффициенты скоростного упрочнения сплавов и предложены формулы зависимости сопротивления деформации от температурно-скоростных и деформационных параметров процесса горячей деформации. Полученные результаты подтверждены исследованиями эволюции структуры латуней.

3. Для латуней Л90 и Л63 известного химического состава определены четыре области обжатий при холодной прокатке, где наблюдается немонотонное изменение механических свойств, которые подтвердили ранее известные результаты.

4. Для латуни Л68 впервые определены четыре области обжатий при холодной прокатке с немонотонным изменением механических свойств.

Практическое значение работы заключается в использовании полученных научных результатов по сопротивлению деформации и явлению атермического разупрочнения при формировании режимов обжатий горячей и холодной прокатки латуней Л90, Л68 и Л63. В работе в качестве примеров показана возможность усовершенствования режимов обжатий горячей и холодной прокатки исследуемых сплавов.

Материалы представленные в диссертации используются в учебном процессе при чтении лекций по технологии прокатки цветных металлов и сплавов бакалаврам и магистрам кафедры ПДСС НИТУ «МИСиС».

На защиту выносятся следующие положения:

1. Зависимости кривых течения латуней Л90, Л68 и Л63 известного химического состава от температурно-скоростных и деформационных параметров процессов горячей деформации.

2. Формулы зависимости сопротивления деформации сплавов Л90, Л68 и Л63 от температурно-скоростных и деформационных параметров процессов горячей деформации.

3. Качественное и количественное изменение структуры латуней Л90, Л68 и Л63 в исследованном температурно-скоростном и деформационном диапазоне.

4. Подтверждение ранее установленного положения о протекании явления атермического разупрочнения для сплавов Л90, Л63 и установление четырех зон немонотонного изменения механических свойств от степени обжатия для сплавов конкретного химического состава.

5. Установление для сплава Л68 областей обжатым проявления явления атермического разупрочнения.

Личный вклад автора

Основные результаты, изложенные в диссертации, получены лично автором. Автор принимал непосредственное участие в постановке задач, проведении экспериментальных исследований, интерпретации полученных результатов, формулировке основных положений и выводов, а так же написании статей.

Вклад соавторов

Научный руководитель профессор, доктор технических наук А.В. Зиновьев осуществлял научное руководство, оказывал непосредственную поддержку в проведении испытаний, участвовал в обсуждении результатов. Научный консультант профессор, доктор технических наук А.Я. Часников (Вятский государственный университет) руководил исследованиями по изменению структуры латуней при горячей деформации.

Апробация работы

Основные результаты работы были представлены на Международном научно-техническом конгрессе «ОМД-2014. Фундаментальные проблемы. Инновационные материалы и технологии», 14-17.04.2014, Москва; на конференции «69-е дни науки студентов: международные, межвузовские и институтские научно-технические конференции». НИТУ МИСиС. Москва, 2014.

Публикации

Основное содержание диссертации опубликовано в 4 печатных работах, 2 из них в изданиях из перечня, рекомендованных ВАК.

Структура и объем работы

Диссертация изложена на 154 страницах машинописного текста, состоит из введения, 6 глав, 7 выводов. Включает 65 рисунков, 25 таблиц, библиографический список из 100 наименований.

Основное содержание работы

Во **введении** дано обоснование актуальности тематики диссертационной работы, сформулирована цель и задачи исследования, отражена научная новизна и практическая значимость работы.

ГЛАВА 1 содержит аналитический обзор литературы, посвященный анализу структуры, механических свойств латуней и технологии прокатки медных сплавов. Проведен анализ процессов упрочнения, статического и динамического разупрочнения, соотношение

между ними, изменения структуры металла при горячей деформации и явления атермического разупрочнения при холодной деформации.

На основе анализа опубликованных научных работ была сформулирована цель и задачи исследования.

В **ГЛАВЕ 2** представлен химический состав исследуемых сплавов, описан отбор заготовок для изготовления образцов и представлены методики экспериментальных исследований.

В качестве объекта исследования были выбраны сплавы Л90, Л68 и Л63, которые в сортаменте выпускаемой продукции заводов ОЦМ занимают наибольший удельный вес. Химические составы сплавов приведены в таблице 1.

Таблица 1 – Химический состав в % латуней

Марка сплава	Содержание элементов, %												
	Cu	Pb	Fe	Sb	Bi	P	Zn	As	Ni	Sn	Al	Si	Mn
Л90	89,35	<0,01	0,033	<0,004	<0,0015	<0,005	Ост-е	-	<0,01	<0,01	<0,01	<0,005	<0,01
Л68	67,95	0,015	0,016	<0,002	<0,001	<0,005	Ост-е	<0,003	<0,05	<0,01	<0,01	<0,01	<0,01
Л63	63,85	0,016	0,05	<0,002	<0,001	<0,005	Ост-е	<0,003	<0,05	0,02	<0,01	<0,01	<0,01

Для исследования сопротивления деформации применяли испытание на сжатие цилиндрических образцов размером $\varnothing 5 \times 10$ мм (рисунок 1) на закально-деформационном дилатометре DIL-805A/D (рисунок 2), установленном в лаборатории «Деформационно-термические процессы» в НИТУ "МИСиС". По завершению экспериментов на дилатометре проводили исследования микроструктуры деформированных образцов.

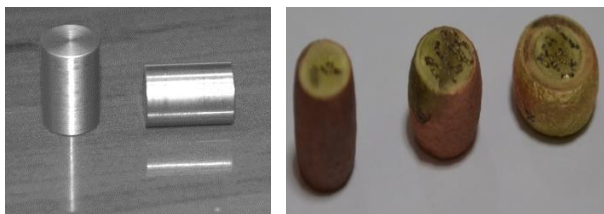


Рисунок 1 – Внешний вид образцов до и после деформации



Рисунок 2 – Закально-деформационный дилатометр DIL-805A/D

Для исследования явления атермического разупрочнения проводили холодную прокатку полос латуней размером 10x35x170 мм на комбинированном стане 320 дуо-кварто (рисунок 3), установленном в экспериментально-промышленном комплексе ФГУП «ЦНИИчермет им И.П. Бардина», за 21 проход с шагом деформации 2-5 % и суммарной степенью деформации > 90%. После каждого прохода проводили исследование механических свойств образцов.

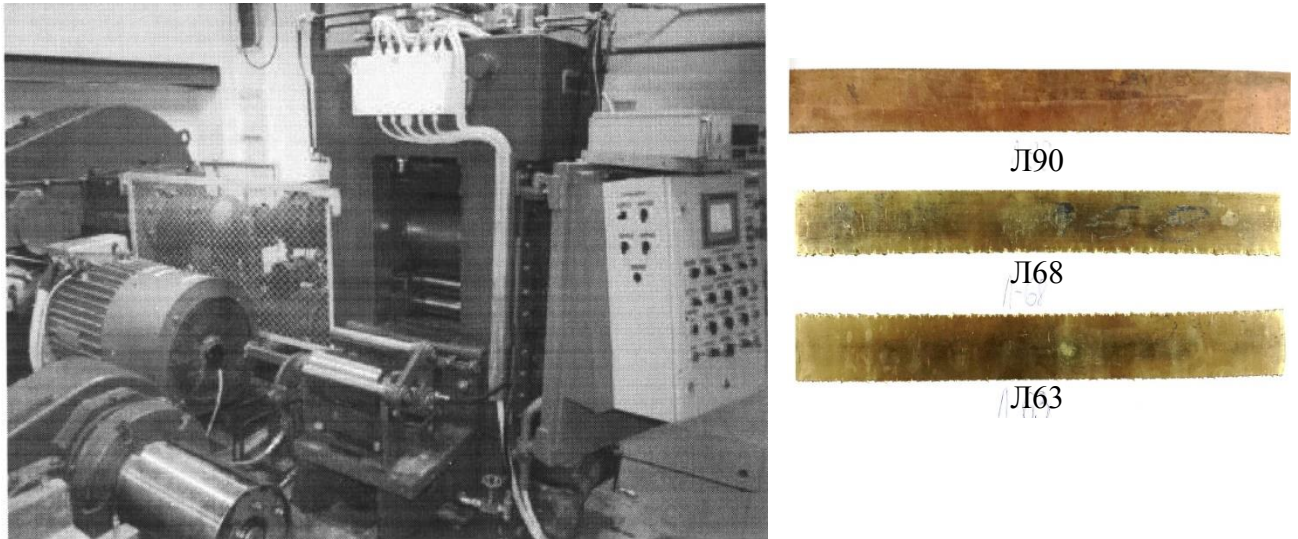


Рисунок 3 – Стан 320 дуо-кварто и общий вид прокатанных образцов

В **ГЛАВЕ 3** представлены режимы испытаний, результаты исследований изменения сопротивления деформации латуней Л90, Л68, Л63 при непрерывном и дробном нагружении. Проанализированы виды кривых течения исследуемых сплавов, математические зависимости для их аппроксимации и выбрана подходящая для условий эксперимента функция. Созданы математические зависимости для расчета сопротивления деформации исследованных сплавов при горячей деформации. Проведено сравнение и анализ расчетных данных с измеренными значениями.

В *первом разделе* главы представлены анализы видов кривой течения сплавов на основе меди при горячей деформации, математические зависимости для аппроксимации экспериментальных результатов. Выбрана программа статистической обработки данных для расчет коэффициентов математических зависимостей.

Во *втором разделе* представлены результаты испытания сопротивления деформации σ_s сплавов Л90, Л68 и Л63 при непрерывном нагружении. Режим испытаний представлен на рисунке 4.

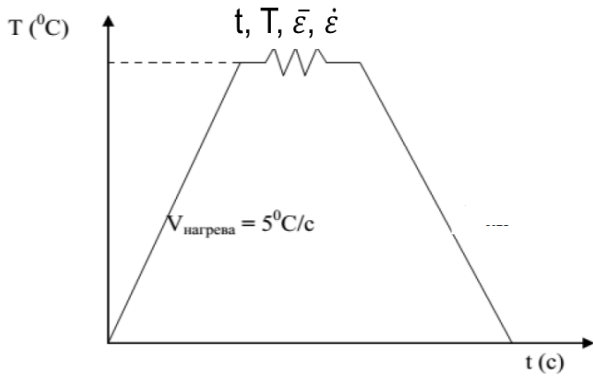


Рисунок 4 – Режим испытаний сопротивления деформации латуни при горячей деформации

деформационного упрочнения, который имеет наибольшую протяженность при скорости деформации $\dot{\epsilon} = 18 \text{ c}^{-1}$, $T=700 \text{ }^\circ\text{C}$ (до $\bar{\epsilon} = 0,6$). Этот участок сокращается при малых скоростях деформации и повышении температуры (при $\dot{\epsilon} = 0,5 \text{ c}^{-1}$ $T = 900 \text{ }^\circ\text{C}$ он заканчивается при $\bar{\epsilon} = 0,2$), когда наступает стадия установившегося течения $\sigma_s = \sigma_{уст}$.

Исследования сплава Л90 были выполнены в интервале температуры 700-900 $^\circ\text{C}$ при скоростях деформации 0,5; 2,5; 6,0; 18,0 c^{-1} .

Кривые течения сплава Л90 (рисунок 5) характеризуются значимым упрочнением, которое наиболее заметно при низких температурах и при высоких скоростях деформации. На кривых $\sigma_s - \bar{\epsilon}$ наблюдается ярко выраженный участок

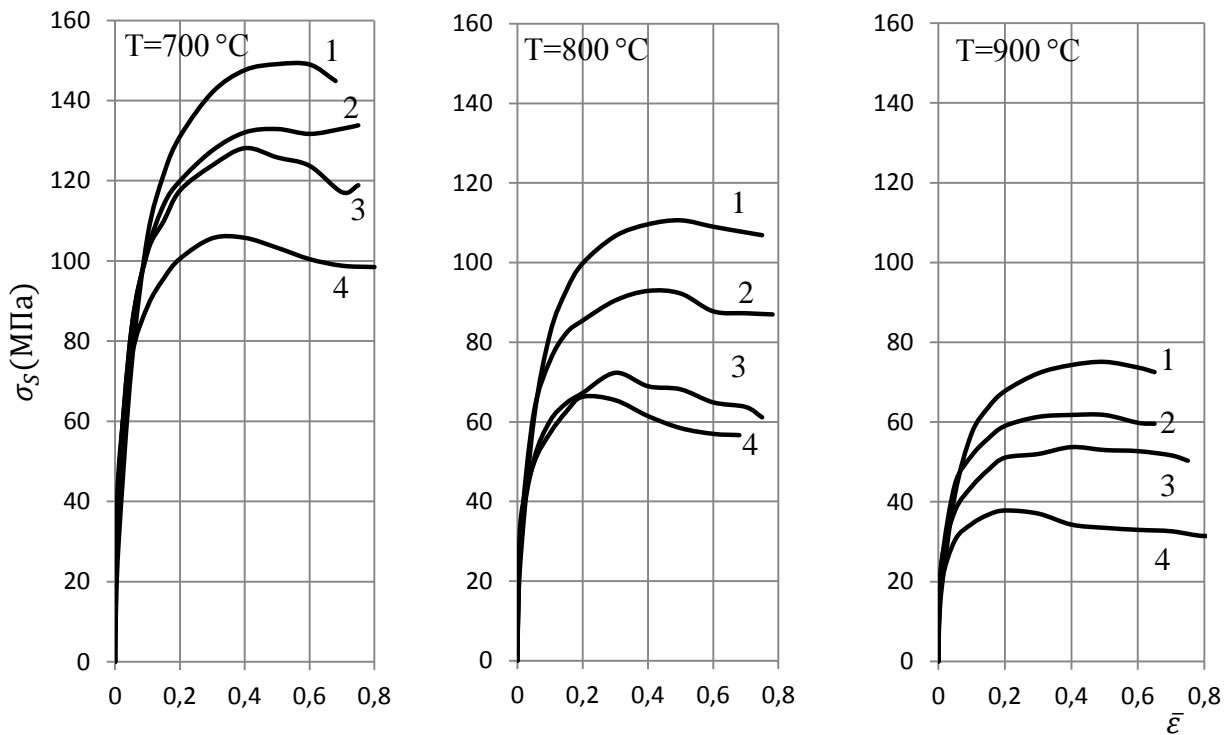


Рисунок 5- Кривые течения латуни Л90 при различных температурно-скоростных условиях (1- $\dot{\epsilon} = 18 \text{ c}^{-1}$; 2- $\dot{\epsilon} = 6,0 \text{ c}^{-1}$; 3- $\dot{\epsilon} = 2,5 \text{ c}^{-1}$; 4- $\dot{\epsilon} = 0,5 \text{ c}^{-1}$)

Увеличение температуры деформации приводит к снижению сопротивления деформации, при увеличении температуры деформации от 700 $^\circ\text{C}$ до 900 $^\circ\text{C}$ сопротивление

деформации снижается в 2 - 2,5 раз.

При скорости деформации $2,5\text{c}^{-1}$ наблюдается неустойчивость (осцилляция) значения сопротивления деформации от степени деформации при значениях температуры исследования. Эта осцилляция связана с прохождением в металле процесса динамической рекристаллизации, но при этой скорости он протекает циклами.

Коэффициент скоростного упрочнения $K_{ск}$ изменяется с повышением температуры в диапазоне $0,5-18\text{c}^{-1}$ с 1,4 при $T=700\text{ }^{\circ}\text{C}$ до 2,14 при $T=900\text{ }^{\circ}\text{C}$. Из-за существенного влияния скорости деформации на характер кривых течения при повышенных температурах это необходимо учитывать при назначении режимов деформирования.

Испытания образцов сплава Л68 проводили в диапазоне температуры $750-850\text{ }^{\circ}\text{C}$ при скоростях деформации $0,1; 1,5; 20\text{c}^{-1}$.

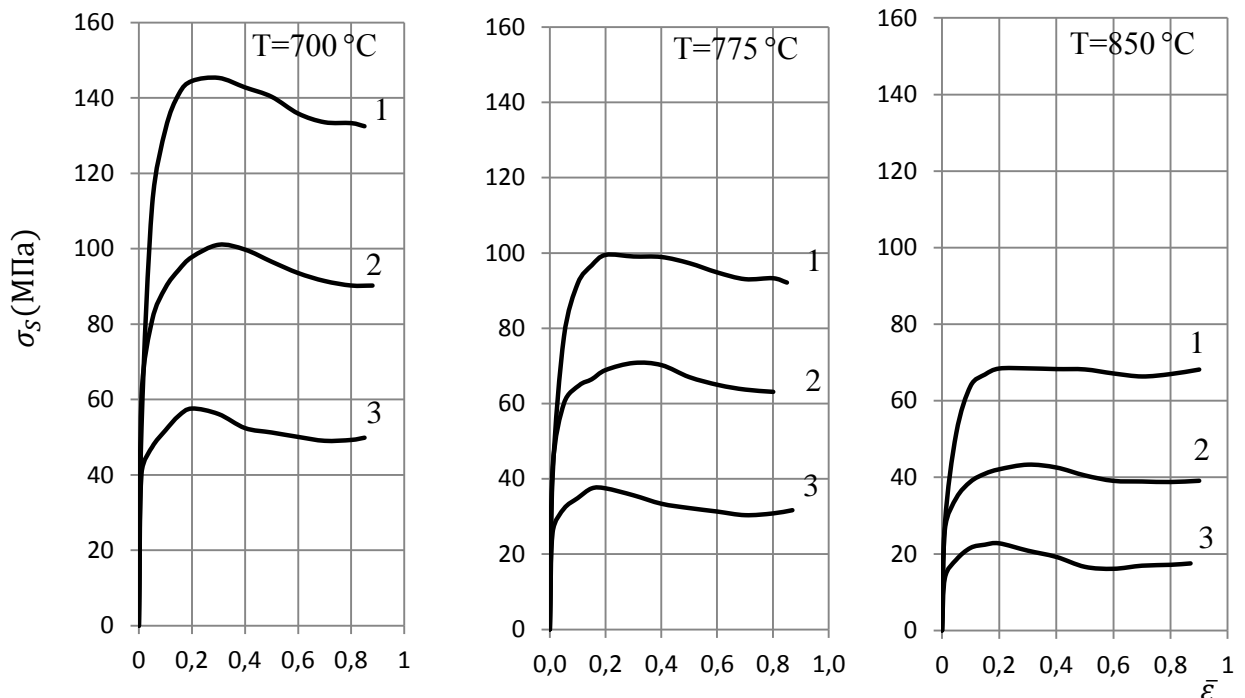


Рисунок 6 - Кривые течения латуни Л68 при различных температурно-скоростных условиях (1 - $\dot{\epsilon} = 20\text{c}^{-1}$; 2 - $\dot{\epsilon} = 1,5\text{c}^{-1}$; 3- $\dot{\epsilon} = 0,1\text{c}^{-1}$)

На начальном участке кривых течения сплава Л68 наблюдается интенсивное деформационное упрочнение до $\bar{\epsilon}=0,2-0,3$ (рисунок 6). С повышением степени деформации и температуры упрочнение уменьшается и все более заметно проявляются процессы динамического разупрочнения с выходом σ_s на стадию установившегося течения $\sigma_{уст}$. На кривых течения наблюдается максимум значения сопротивления деформации, что является очевидным признаком протекания в металле динамической рекристаллизации с образованием рекристаллизованной структуры.

С повышением температуры испытаний максимум σ_s на кривых течения смещается в области меньшей степени деформации, так как стадия деформационного упрочнения сокращается и динамическое разупрочнение начинается раньше. Рост скорости деформации незначительно влияет на максимум σ_s на кривых течения.

При температуре 850 °С и скорости 20 с⁻¹ на кривых течения в области $\bar{\epsilon} > 0,2$ явно наблюдается установившаяся стадия, т.е сопротивление деформации σ_s мало зависит от степени деформации.

Кроме того, сплав характеризуется значимым коэффициентом скоростного упрочнения. Скоростное упрочнение в исследованном интервале скоростей и температур деформации достигает значений $K_{ск} = 2,5-2,8$.

Сопротивление деформации сплава Л63 были определены в диапазоне температуры 750-850 °С при скорости деформации 0,1; 1,5; 20 с⁻¹.

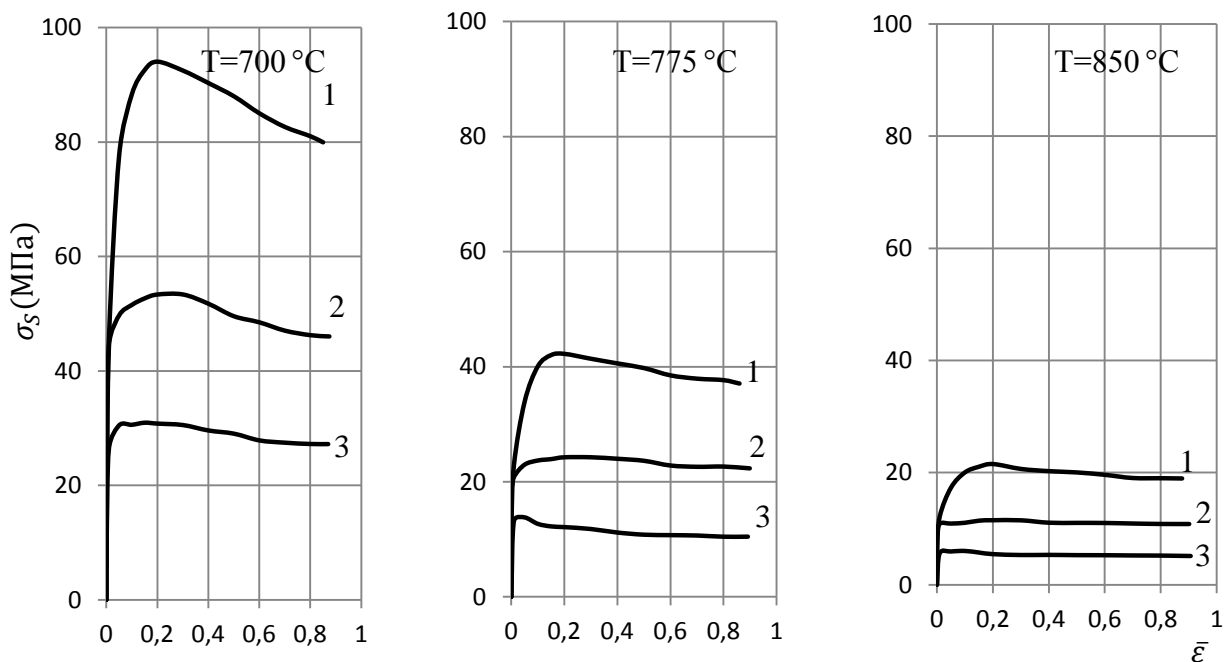


Рисунок 7 - Кривые течения латуни Л63 при различных температурно-скоростных условиях (1- $\dot{\epsilon} = 20\text{с}^{-1}$; 2 - $\dot{\epsilon} = 1,5\text{ с}^{-1}$; 3- $\dot{\epsilon} = 0,1\text{ с}^{-1}$)

Как видно, на кривых течения сплава Л63 (рисунок 7), при всех температурах и скоростях деформации на начальном участке кривых течения происходит интенсивное деформационное упрочнение, в металле увеличивается плотность дислокаций. Это выражается в довольно ощутимом росте сопротивления деформации до истинной деформации $\bar{\epsilon} = 0,1-0,2$. С увеличением степени деформации, при высоких скоростях деформации на кривых $\sigma_s - \bar{\epsilon}$ наблюдается ярко выраженный максимум σ_s . В большей степени

наличие максимума характерно для высоких скоростей деформации, поскольку проявление теплового эффекта интенсифицирует процесс динамической рекристаллизации, что проявляется в более заметном снижении сопротивления деформации с ростом степени деформации $\bar{\epsilon}$. При меньших скоростях заметного снижения сопротивления деформации не наблюдается, что вообще характерно для большинства латуней.

С повышением температуры испытаний максимум σ_s на кривых течения сплава Л63 смещается в области меньшей степени деформации, так как стадия деформационного упрочнения сокращается и динамическое разупрочнение начинается раньше. Увеличение скорости, наоборот, сдвигает максимум в области больших деформаций, так как высокие скорости тормозят начало динамической рекристаллизации. При температуре $T > 775$ °C на кривых течения явно наблюдается установившаяся стадия.

Скоростное упрочнение сплава Л63 при различных температурах неодинаково. Коэффициент скоростного упрочнения $K_{ск}$ изменяется с повышением температуры с 3,0 при 700 °C до 3,5 в интервале 775-850 °C.

В *третьем разделе* представлены результаты аппроксимации опытных данных зависимостей для расчета сопротивления деформации

Как видно ранее большинство кривых течения латуни Л90, Л68 и Л63 характеризуется процессами динамической рекристаллизации с выражением максимума σ_s , поэтому в настоящей работе для аппроксимации опытных данных была использована зависимость

$$\sigma_s = \sigma_0 \bar{\epsilon}^n \dot{\epsilon}^m \exp(q\bar{\epsilon}) \exp(pT),$$

где σ_0 , m , n , p - константы материала при различных температурно-скоростных параметрах.

Расчет коэффициентов выполнен с использованием стандартной программы статистической обработки данных Origin 8.0 и представлен в таблице 2.

Таблица 2 - Результаты аппроксимации кривых сопротивления деформации латуней

Марки	T_{min} °C	T_{max} °C	$\dot{\epsilon}_{min}$ с ⁻¹	$\dot{\epsilon}_{max}$ с ⁻¹	σ_0	n	m	q	p	R^2
Л90	700	900	0,5	18	4527	0,46393	0,08089	-1,36228	-0,00386	0,93085
Л68	700	850	0,1	20	7294	0,22925	0,19484	-0,72275	-0,00572	0,9556
Л63	700	850	0,1	20	108012	0,2592	0,22563	-0,9505	-0,0102	0,92607

R^2 : величина достоверности аппроксимации.

Таким образом, каждая кривая σ_s - ϵ может быть записана в виде уравнения:

для латуни Л90:

$$\sigma_s = 4527 \bar{\epsilon}^{0,46393} \dot{\epsilon}^{0,08089} \exp(-1,36228\bar{\epsilon}) \exp(-0,00386T); \quad (1)$$

для латуни Л68

$$\sigma_s = 7294,5\bar{\varepsilon}^{0,22925}\varepsilon^{0,19484}\exp(-0,72275\bar{\varepsilon})\exp(-0,00572T); \quad (2)$$

для латуни Л63

$$\sigma_s = 108012\bar{\varepsilon}^{0,2592}\varepsilon^{0,22563}\exp(-0,9505\bar{\varepsilon})\exp(-0,0102T). \quad (3)$$

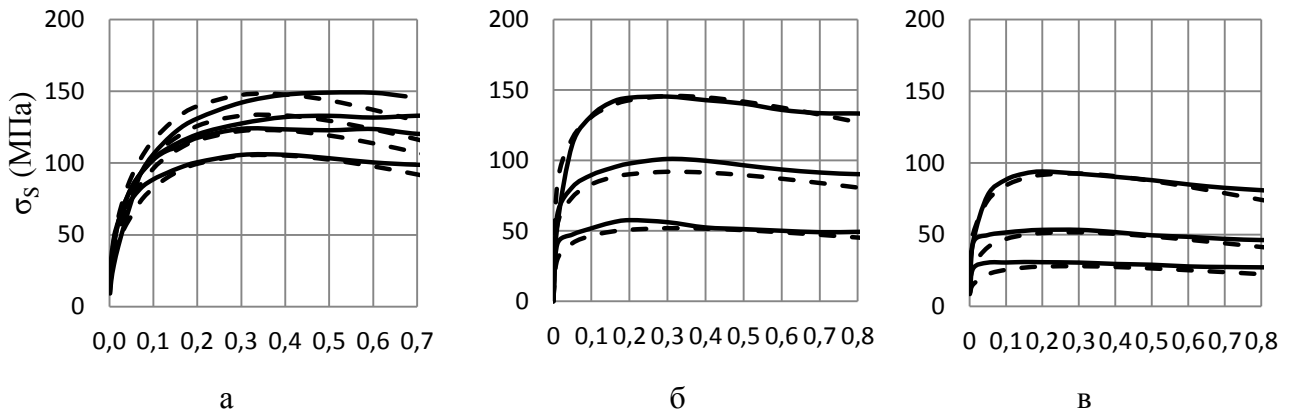


Рисунок 8 - Сравнение экспериментальных кривых течения с расчетными для сплавов Л90(а), Л68(б) и Л63(в) при температуре 700 °С

(сплошные линии - эксперимент, штриховые линии - расчет по формулам 1-3)

Как видно, полученные аппроксимирующие зависимости дают хорошее приближение к экспериментальным результатам (таблица 2 и рисунок 8) и полученные зависимости целесообразно использовать при расчете величин сопротивления деформации для указанных сплавов.

В четвертом разделе главы рассмотрено изменение сопротивления деформации латуней при дробном нагружении.

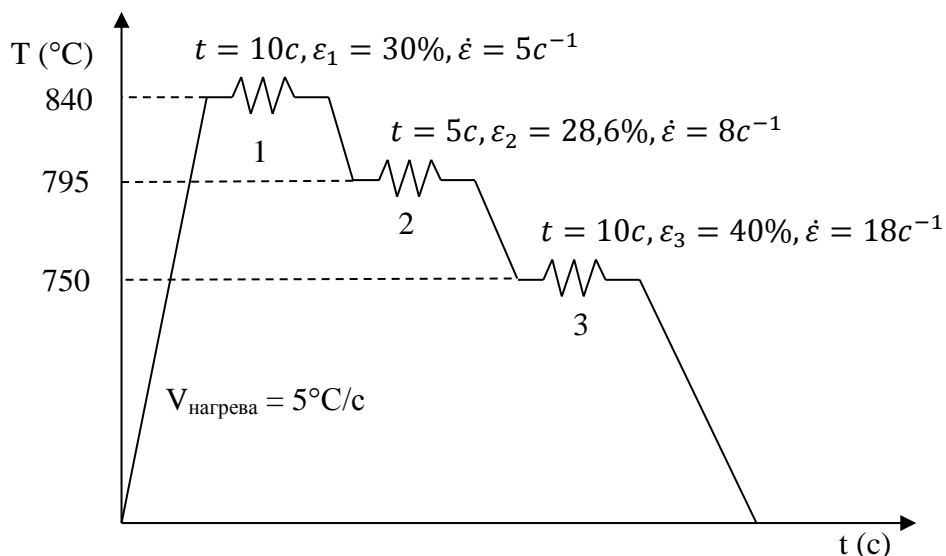


Рисунок 9 – Режим испытания при дробной деформации

На практике большинство процессов обработки металлов давлением характеризуется сложными законами развития деформации (дробное нагружение). Процессы, протекающие в паузах (статический возврат, статическая и метадинамическая рекристаллизация) приводят к изменению сопротивления деформации. Для исследования влияния этих процессов на сопротивление деформации выполнили на латунях марки Л68 и Л63. Испытания проведены на сжатие образца на деформационном дилатометре по режиму, представленному на рисунке 9.

Экспериментальные (сплошные) и расчетные (штриховые) кривые течения (по формулам 2, 3) при дробном нагружении представлены на рисунке 10.

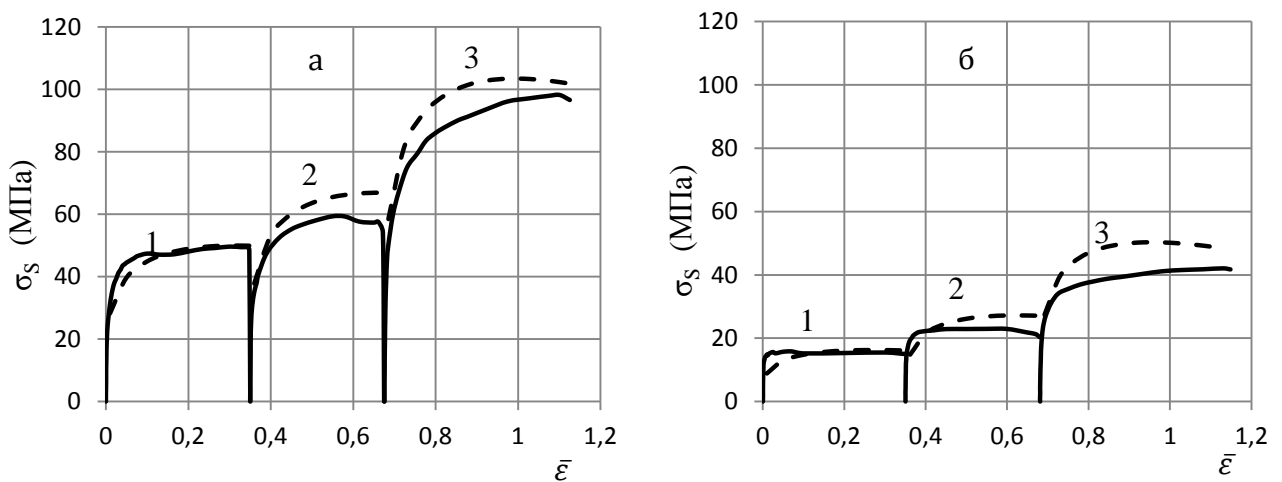


Рисунок 10 - Изменение сопротивления деформации Л68 (а) и Л63(б) при дробной нагрузении

Сравнивая кривые на рисунке 10 можно отметить, что экспериментальные и расчетные кривые течения на первой стадии совсем совпадают, это ещё раз подтверждает, что полученные зависимости хорошее совпадение с расчетными значениями сопротивления деформации. На второй и третьей стадии экспериментальные значения имеют несколько меньшие значения, чем расчетные, разница составляет при этом около 10 % для Л68 и 15 % для Л63. Это связано с тем, что происходит процесс метадинамической рекристаллизации. Этот процесс, являясь составной частью динамической рекристаллизации проходит сразу после окончания деформации или в паузах между нагружениями. Наряду с метадинамической рекристаллизацией после окончания деформации, тепловой эффект пластической деформации и процессы статического разупрочнения (статический возврат и статическая рекристаллизация) при выдержке так же приводят к снижению сопротивления деформации.

Экспериментальные результаты позволяют оценить влияние процессов, происходящих сразу после окончания деформации или в паузах между нагружениями для латуней Л63 и Л68. Эти процессы снижают значение сопротивления деформации на 10-15%, процесс после деформационного разупрочнения латуни Л63 протекает интенсивнее чем для латуни Л68 из-за разницы в фазовых составах: Л68 α -латунь, Л63 $\alpha+\beta$ -латунь. Это необходимо учитывать при расчете сопротивления деформации в процессах обработки металлов давлением.

В ГЛАВЕ 4¹ рассмотрены результаты исследований структуры латуней при изменении температурно-скоростных и деформационных параметров процессов горячей деформации.

В первом разделе главы представлен анализ процессов, происходящих в металле после деформации и параметров, влияющих на процесс структурообразования по окончании горячей деформации.

Во втором разделе представлены результаты исследования влияние температуры и скорости деформации на структуру латуней по окончании горячей деформации

Для исследования изменения структуры сплавов в зависимости от температурно-скоростных параметров образцы деформировали по режимам, представленным на рисунке 4, после деформации образцы охлаждаются до комнатной температуры с скоростью 5°C/с. Режимы деформации образцов представлен в таблице 3.

Таблица 3 - Режимы деформации для исследования изменения структуры латуней

Марка	Скорость нагрева, °C/с	Температура деформации, °C	Скорость деформации, с ⁻¹	Истинная степень деформации	Скорость охлаждения, °C/с
Л90	5	900, 800, 700	0,5-2,5-6-18	0,8	5
Л68	5	850, 775, 700	0,1-1,5-20	0,9	5
Л63	5	850, 775, 700	0,1-1,5-20	0,9	5

Структура латуни Л90 характеризуется частичным рекристаллизованным строением с двойниками в результате рекристаллизации. Структура - мелкозернистая во всем диапазоне скоростей деформации; при скорости деформации 2,5 с⁻¹ происходит резкое измельчение зерна.

¹ Выполнено под руководством профессора, доктора технических наук Часникова А.Я.

При повышении температуры испытаний от 700 °С до 900 °С приводит к увеличению размера зерна в 3-4,5 раза. Наименьший размер зерна получен при скорости деформации 2,5 с⁻¹ (рисунок 11).

При 700 °С структура - мелкозернистая во всем диапазоне скоростей деформации (17-22 мкм). Температура 700 °С недостаточна для развития вторично-рекристаллизованных процессов, латунь Л90 с такой структурой для дальнейшей холодной прокатки без предварительного отжига поставлять нельзя.

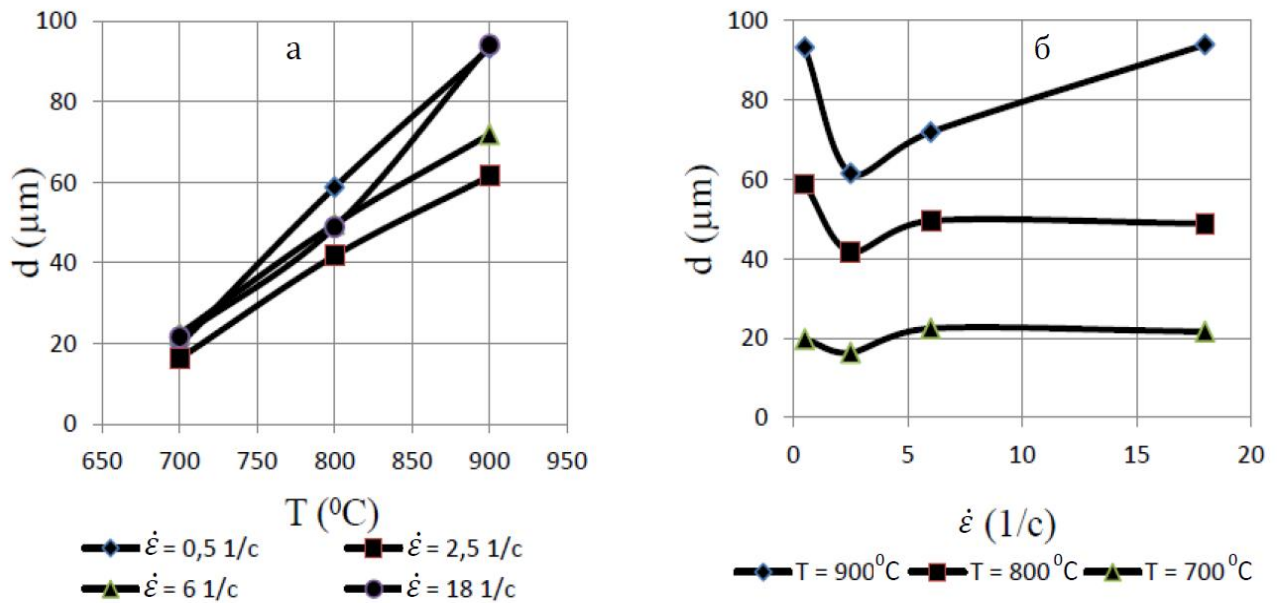


Рисунок 11 - Зависимость размера зерна латуни Л90 от температуры (а) и скорости (б) деформации.

Структура латуни Л68 характеризуется рекристаллизованным строением с двойниками в результате рекристаллизации.

В диапазоне температуры деформации 775-850 °С структура - среднезернистая (размер зерна 120-250 мкм).

При температуре 700 °С структура - мелкозернистая во всем диапазоне скоростей деформации (размер зерна 50-65 мкм). Температура конца деформации сильно влияет на структуру, при повышении температуры испытаний от 700 °С до 850 °С при всех скоростях деформации приводит к увеличению размера зерна в 3,5 раза (рисунок 12). С увеличением температуры деформации растет объем металла, в котором начинается динамическая рекристаллизация. Поэтому охлаждение после горячей деформации вызывает заметное развитие рекристаллизации и укрупнение структуры.

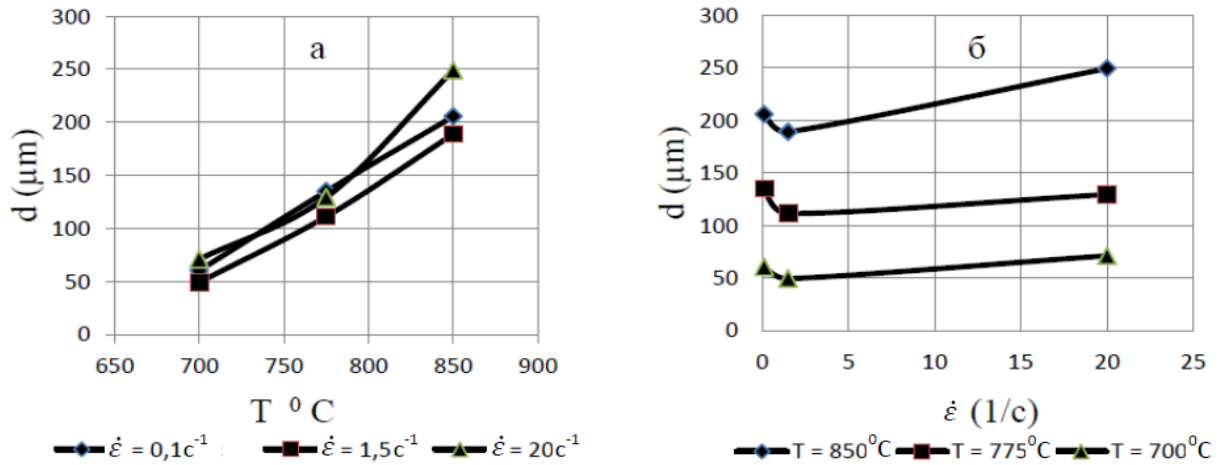


Рисунок 12 - Зависимость размера зерна латуни Л68 от температуры деформации (а) и скорости деформации (б).

Структура латуни Л63 характеризуется рекристаллизованным строением во всем диапазоне температуры и скорости деформации. При температуре деформации 700-850 $^{\circ}\text{C}$ структура - мелкозернистая во всем диапазоне скоростей деформации, размер зерна изменяется от 15 до 26 μm .

Температура и скорость деформации незначительно влияют на размер зерна, при температуре 775 $^{\circ}\text{C}$ размер зерна наименьший (рисунок 13).

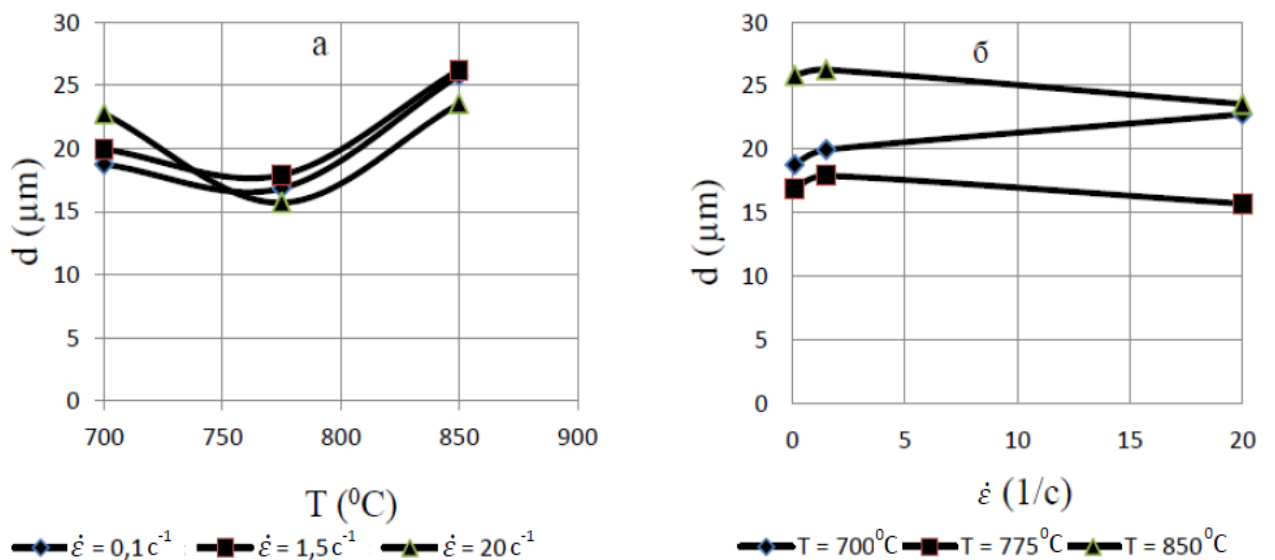


Рисунок 13 - Зависимость размера зерна латуни Л63 от температуры деформации(а) и скорости деформации (б)

В третьем разделе работы представлены исследования изменения структуры латуней Л68 и Л63 при горячей деформации по температурно-деформационным режимам, представленным на рисунке 14. После окончания деформации во всех режимах образцы быстро охлаждали до комнатной температуры и проводили металлографические исследования.

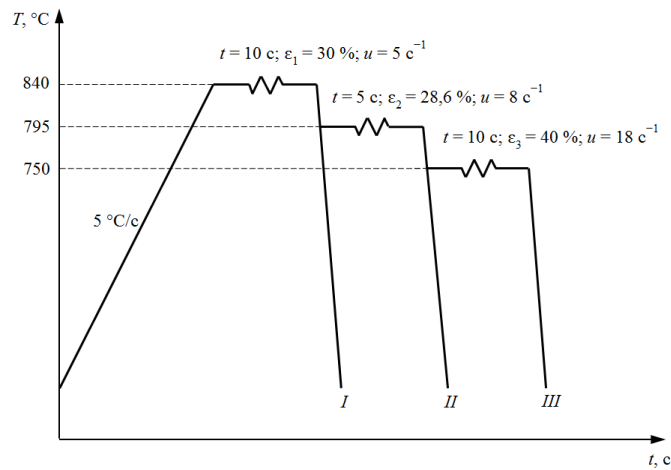
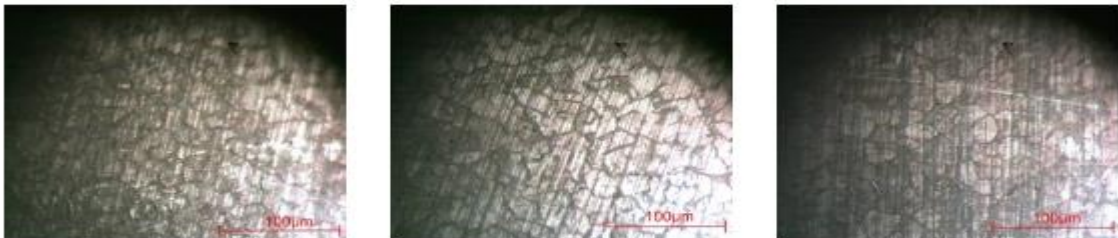


Рисунок 14 – Схема температурно-деформационных режимов для исследования структуры латуни Л63, Л68 (режимы I, II и III)

Латунь Л68



Латунь Л63



I режим

II режим

III режим

Рисунок 15 - Изменение структуры при разных температурно-скоростных условиях латуней Л68 и Л63

Анализируя структуры сплавов Л68, Л63 (рисунок 15) можно отметить, что при I режиме (температура 840°C и скорости деформации 5 c^{-1}) структура характеризуется процессом динамической полигонизации, размер зерна не изменяется и сохраняет характеристики после нагрева с большой величиной зерна (для Л68) и с большим количеством β -фазы (для Л63). При режимах II, III получены структуры с мелкими рекристаллизованными зернами. Эти результаты совместно с выражением максимума σ_s на кривых течения латуней Л68, Л63 позволяют подтвердить, что при высоких скоростях

($\dot{\epsilon} = 6 - 20 \text{ c}^{-1}$) и в диапазоне температуры $T=700-800 \text{ }^\circ\text{C}$ в сплавах Л68, Л63 происходит процесс динамической рекристаллизации, а при температуре $850 \text{ }^\circ\text{C}$ динамической полигонизации.

В ГЛАВЕ 5 представлены результаты исследований влияния степени деформации на изменение механических свойств сплавов Л90, Л68 и Л63; дано математическое описание для определения допустимых интервалов относительных обжатий; анализ неустойчивости механических свойств при холодной прокатке.

В первом разделе представлены режимы холодной прокатки сплавов на стане 320 проводили при комнатной температуре со степенями суммарной деформации от 7 до 92 % и с шагом в 2-5 %. После каждого прохода проводили измерения твердости по Роквеллу и Виккерсу. Обобщенные данные измерения свидетельствуют о том, что для указанных сплавов определены 4 критические области обжатий (I, II, III, IV), при которых наблюдается снижение твердости (рисунки 16-18).

Анализ стабильности результатов измерения твердости показывает, что в областях проявления атермического разупрочнения разброс результатов измерений резко возрастает, что подтверждается результатами, показанными на рисунках 16-18. Так дисперсия твердости в перечисленных выше интервалах возрастает в 2-9 раз, что свидетельствует о том, что в областях проявления атермического разупрочнения увеличивается неустойчивость механических свойств материала.

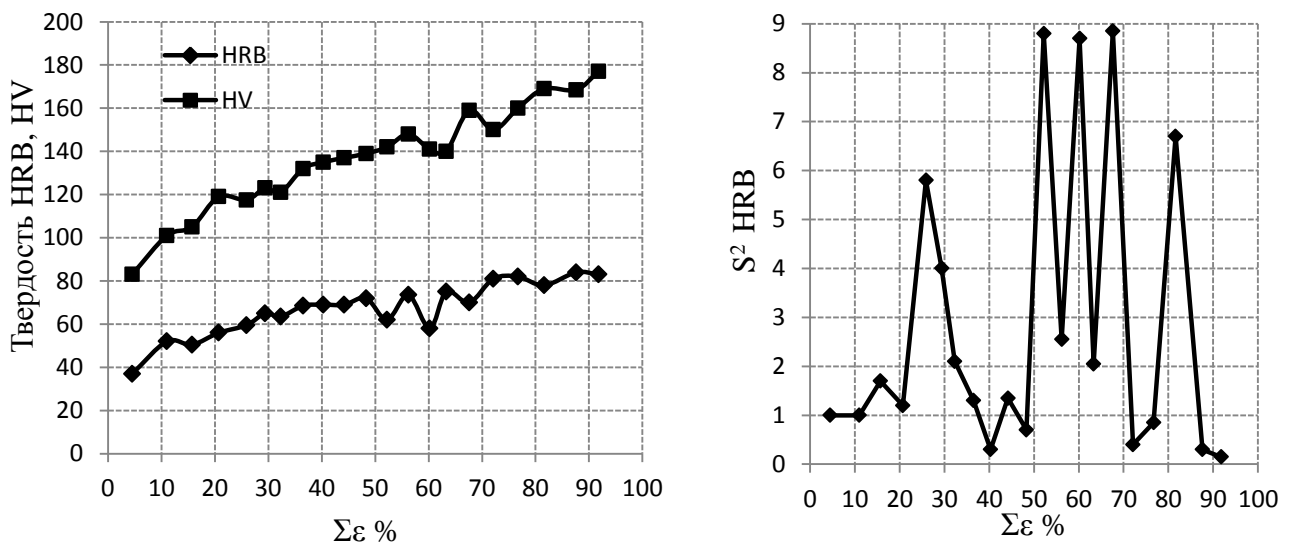


Рисунок 16 – Изменение твердости холоднокатаных полос сплава Л90 от степени деформации, и дисперсия измерения твердости по Роквеллу ($S^2 \text{ HRB}$) (критические области обжатий: I - 29-32%, II – 48-52%, III – 56-67%, IV - 76-81%)

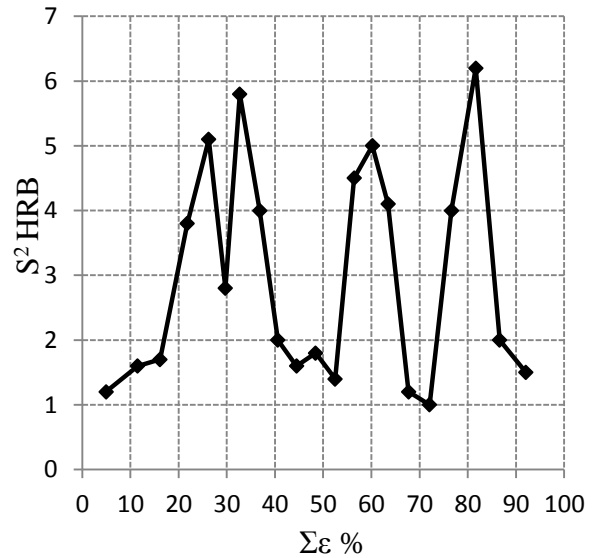
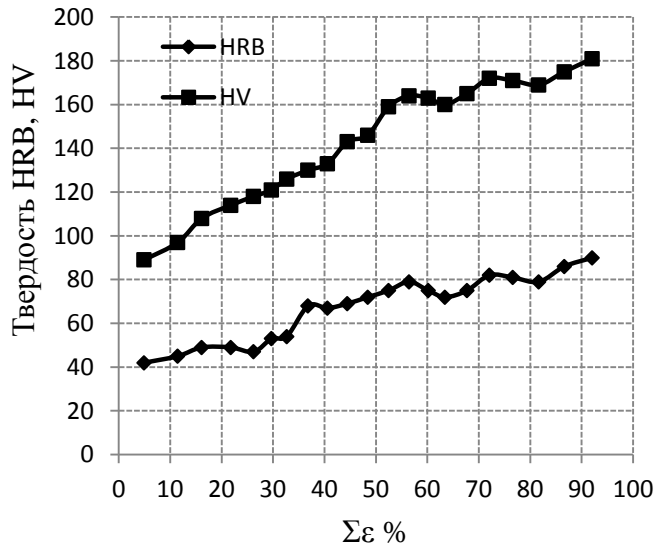


Рисунок 17 – Изменение твердости холоднокатаных полос сплава Л68 от степени деформации, и дисперсия измерения твердости по Роквеллу (S^2 HRB) (критические области обжатий: I - 20-26%, II – 29-36%, III – 57-63%, IV - 76-84%)

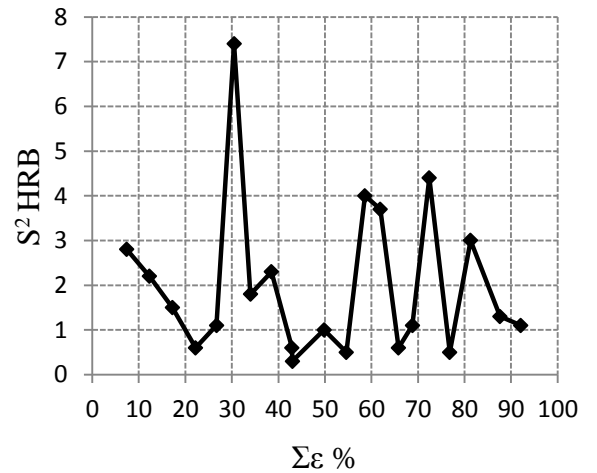
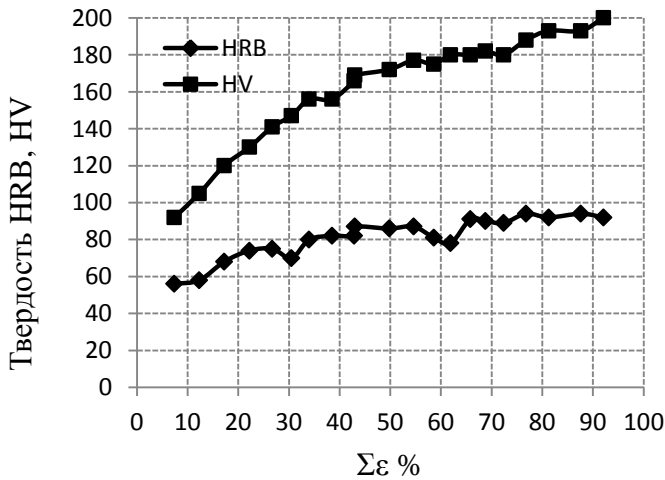


Рисунок 18 – Изменение твердости холоднокатаных полос сплава Л63 от степени деформации, и дисперсия измерения твердости по Роквеллу (S^2 HRB) (критические области обжатий: I - 26-30%, II – 54-63%, III – 68-72%, IV - 77-84%)

Во *втором разделе* для использования новых экспериментальных данных были получены математические выражения для определения допустимых интервалов относительных обжатий (таблица 4) при автоматизированном расчете параметров режимов обжатий. Первая формула определяет нижний уровень допустимых величин обжатий, вторая – верхний, а коэффициент n определяет порядковый номер зоны допустимых обжатий между I и II, II и III, III и IV областями проявления ЯАР.

Таблица 4 – Математические выражения для определения границы допустимых суммарных относительных обжатий при холодной прокатке латуней

Сплав	Обжатие, %, в областях атермического разупрочнения				Зоны допустимых обжатий	Допустимые относительные обжатия	
	I	II	III	IV		Нижний уровень	Верхний уровень
Л90	29-32	48-52	56-67	76-81	1,2,3	$-2,5n^2 + 27,5n + 25$	$6n^2 - 12n + 54$
Л68	20-26	29-36	57-63	76-84	1,2,3	$8,5n^2 - 15,5n + 33$	$-4,5n^2 + 41,5n - 8$
Л63	26-30	54-63	68-72	77-84	1,2,3	$-12n^2 + 69n - 27$	$-2,5n^2 + 21n + 35$

В ГЛАВЕ 6 приведены примеры, показывающие возможность использования полученных результатов в работе для совершенствования режима обжатий в процессах прокатки.

В первом разделе для совершенствования режима обжатий горячей прокатки приведен вариант прокатки слитков латуни Л90 размером 225x625x2400 в полосу размером 25x645x1500 мм на стане горячей реверсивной прокатки дуо 850x1500 мм.

Существующий режим прокатки содержит 12 проходов (таблица 5). Из-за этого раскат имеет на выходе из стана низкую температуру конца прокатки, что естественно, сказывается на его свойствах. Как показано ранее в главах 3,4 оптимальная температура конца прокатки данного сплава составляет $T \geq 800$ °С и степень деформации $\bar{\epsilon} > 0,35 - 0,4$, что должно обеспечить стабильную структуру. С целью усовершенствования технологии горячей прокатки предложено сократить число проходов до 10 и обжатие в последнем проходе должно быть более 30 % (таблица 5 и рисунок 19).

При этом силовые параметры процесса прокатки не превышают допустимые значения для прокатного стана, а температурно-скоростные условия процесса становятся более благоприятными и температура конца прокатки поднимается до 810 °С (рисунок 20).

Таблица 5 – Существующий и предлагаемый технологический режим прокатки полос Л90

№ прохода	Существующий режим						Предлагаемый режим					
	H, мм	h, мм	Δh, мм	ε, %	σ _S , МПа	T, °С	H, мм	h, мм	Δh, мм	ε, %	σ _S , МПа	T, °С
1	225,0	215,0	10	4	32,3	897,3	225,0	205,0	20	9	41,1	897,0
2	215,0	195,0	20	9	42,2	894,4	205,0	180,0	25	12	46,3	893,1
3	195,0	175,0	20	10	44,7	891,6	180,0	152,0	28	16	51,5	890,8
4	175,0	155,0	20	11	46,9	888,5	152,0	123,0	29	19	55,9	887,2

№ прохода	Существующий режим						Предлагаемый режим					
	H, мм	h, мм	Δh , мм	ε , %	σ_s , МПа	T, °C	H, мм	h, мм	Δh , мм	ε , %	σ_s , МПа	T, °C
5	155,0	135,0	20	13	49,5	884,9	123,0	99,0	24	20	57,2	884,1
6	135,0	115,0	20	15	52,8	880,6	99,0	80,0	19	19	57,8	880,0
7	115,0	95,0	20	17	56,9	874,6	80,0	65,0	15	19	58,7	873,2
8	95,0	75,0	20	21	62,4	866,8	65,0	50,0	15	23	64,8	862,4
9	75,0	60,0	15	20	63,4	856,2	50,0	37,0	13	26	71,0	845,5
10	60,0	50,0	10	17	62,3	840,8	37,0	25,0	12	32	84,0	810,2
11	50,0	34,0	16	32	83,6	818,5	-	-	-	-	-	-
12	34,0	25,0	9	26	87,6	780,1	-	-	-	-	-	-

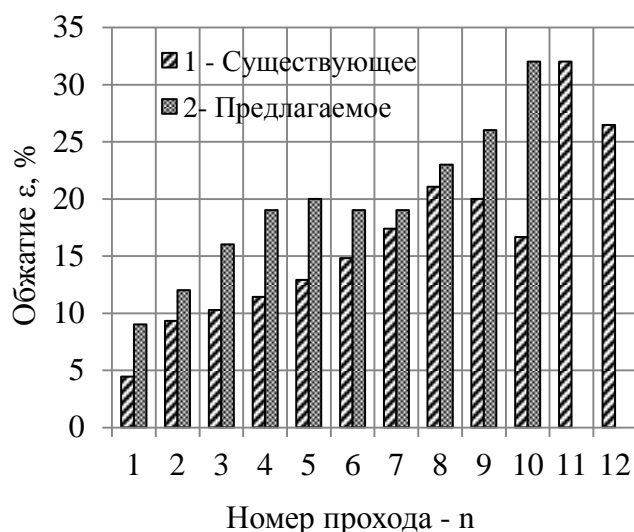


Рисунок 19 – Распределение обжатий по проходам

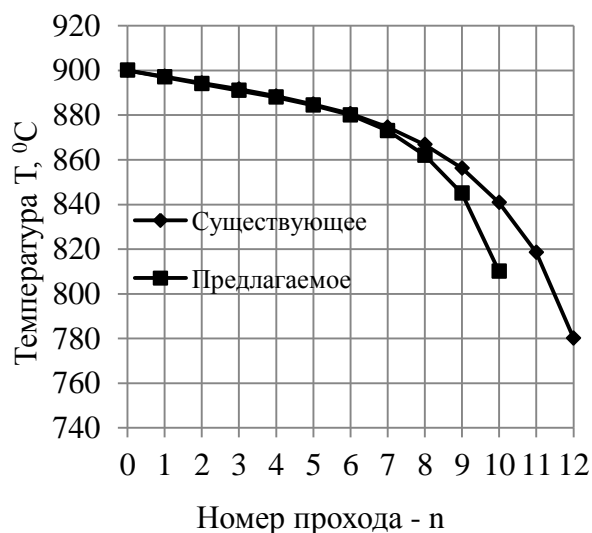


Рисунок 20 – Распределение температуры раската сплава Л90 по проходам

При прокатке по предложенному режиму согласно произведенным расчетам часовая производительность стана горячей прокатки возрастет на 9,7%, годовая – на 8,3%.

Во *втором разделе* приведены предложения по изменению режимов обжатий полос сплава Л63 при холодной прокатке на непрерывном трехклетевом стане 1000 завода ОЦМ и предложен вариант режима обжатий полос сплава Л90 на комбинированном стане дуо-кварто 320 в экспериментально-промышленном комплексе «ЦНИИчермет им И.П. Бардина».

Недостатком существующего режима прокатки сплава Л63 является, то что величина суммарного обжатия соответствует обжатиям, при которых наблюдается явления атермического разупрочнения (таблица 6), что вызывает резкое увеличение дисперсии

механических свойств готового продукта и, как следствие, приводит к увеличению брака по механическим свойствам.

Таблица 6 – Существующий режим обжатий при холодной прокатке полос сплава Л63 на непрерывном стане 1000

Параметры	1 заход			2 заход			3 заход		
	Клетки			Клетки			Клетки		
	1	2	3	1	2	3	1	2	3
H_{Σ} , мм	9,40	7,46	6,49	6,00	4,86	4,29	4,00	3,26	2,89
h_{Σ} , мм	7,46	6,49	6,00	4,86	4,29	4,00	3,26	2,89	2,70
Δh , мм	1,94	0,97	0,49	1,14	0,57	0,29	0,74	0,37	0,19
ε , %	20,64	13,00	7,55	19,00	11,73	6,76	18,50	11,35	6,57
ε_{Σ} , %	20,64	30,96	36,17	48,30	54,36	57,45	65,32	69,26	71,28

В соответствии с результатами настоящего исследования предложено производить холодную прокатку в три захода с суммарным обжатием в каждом заходе: I – 40 %, II – 53,61 %, III – 72,16 %. Для этого следует увеличить толщину подката до 9,7 мм и тогда процесс прокатки осуществляется в первом заходе с толщины 9,7 мм до толщины 5,82 мм, во втором заходе – до толщины 4,50 мм, в третьем заходе – до толщины 2,7 мм (таблица 7).

Таблица 7 – Предлагаемый режим обжатий при холодной прокатки полос сплава Л63 на непрерывном стане 1000

Параметры	1 заход			2 заход			3 заход		
	Клетки			Клетки			Клетки		
	1	2	3	1	2	3	1	2	3
H_{Σ} , мм	9,70	8,20	6,65	5,82	5,35	4,90	4,50	3,50	3,15
h_{Σ} , мм	8,20	6,65	5,82	5,35	4,90	4,50	3,50	3,15	2,70
Δh , мм	1,50	1,55	0,83	0,47	0,45	0,40	1,00	0,35	0,45
ε , %	15,46	18,90	12,48	8,08	8,41	8,16	22,22	10,00	14,29
ε_{Σ} , %	15,46	31,44	40,00	44,85	49,48	53,61	63,92	67,53	72,16

Поскольку эксперименты по исследованию ЯАР выполняли в экспериментально-промышленном комплексе ЦНИИчермет им. И.П. Бардина на стане 320, то в рамках загрузки

этого стана в качестве производственной единицы была предложена технология холодной прокатки полос толщиной 0,6 мм и шириной 200 мм сплава Л90 из заготовки размером 4x200 мм.

Прокатка проводится в соответствии с результатам проведенного исследования в три стадии с суммарным обжатием на каждой стадии I – 32,5 %, II – 67,5 % и III – 85 %, что соответствует прокатке на первой стадии с толщины 4 мм до 2,7 мм, на второй стадии – до толщины 1,3 мм, на третьей – до 0,6 мм (таблица 8).

Таблица 8 – Режим обжатий сплава Л90 при холодной прокатке на стане дуо 320

Параметры	Проходы		
	1	2	3
H_{Σ} , мм	4	2,7	1,3
h_{Σ} , мм	2,7	1,3	0,6
Δh , мм	1,3	1,4	0,7
ε , %	32,5	67,5	85

Основные результаты работы и выводы

1. Выбраны и адаптированы применительно к современным установкам и приборам методики экспериментальных исследований пластических характеристик простых латуней при горячей и холодной деформации.

2. Получены кривые течения латуней Л90, Л68 и Л63 для конкретного химического состава и проанализирована их зависимость от температурно-скоростных и деформационных параметров горячей деформации. Определены коэффициенты их скоростного упрочнения.

3. На основе классификации кривых течения латуней при горячей деформации и анализа математических формул для их аппроксимации предложены формулы зависимости сопротивления деформации от температурно-скоростных и деформационных параметров.

4. Изучена эволюция структуры латуней Л90, Л68 и Л63, которая подтвердила результаты исследований сопротивления деформации и позволила дать качественное и количественное описание изменения структуры в исследованном температурно-скоростном диапазоне горячей деформации.

5. Для латуней Л90, Л63 подтверждено известное положение о протекании явления атермического разупрочнения при холодной деформации и определено наличие четырех зон немонотонного изменения механических свойств с ростом суммарной степени деформации

для сплавов известного химического состава. Полученные результаты коррелируются с известными литературными данными.

6. Для сплава Л68 в условиях холодной деформации впервые установлены четыре области обжатий проявления явления атермического разупрочнения.

7. Приведены примеры практического использования полученных научных результатов по сопротивлению деформации при горячей обработке и явлению атермического разупрочнения при холодной деформации для формирования режимов обжатий при прокатке простых латуней.

Основные результаты диссертационной работы изложены в следующих публикациях:

1. Зиновьев А.В., До Ван Минь, Соколов П.Ю., Часников А.Я., Галкин А.М., Намжилов Д.В. Влияние температурно-скоростных параметров на сопротивление деформации простых латуней. Сообщение 1 - Сопротивление деформации латуни Л68. Производство проката. 2014. №9. с. 11-15.

2. Зиновьев А.В., До Ван Минь, Соколов П.Ю., Часников А.Я., Галкин А.М., Намжилов Д.В. Влияние температурно-скоростных параметров на сопротивление деформации простых латуней. Сообщение 2 - Сопротивление деформации латуни Л63 и Л90. Производство проката. 2014. №10. с. 3-8.

3. До Ван Минь, Соколов П.Ю., Зиновьев А.В., Часников А.Я., Намжилов Д.В. Исследование изменения пластических свойств горячекатаной и литой латуни Л90 при горячей деформации. Москва, НИТУ МИСиС : Сборник докладов международного научно-технического конгресса «ОМД-2014. Фундаментальные проблемы. Инновационные материалы и технологии». М.: ООО «Белый ветер». 2014. с. 199-204.

4. Намжилов Д.В., До Ван Минь, Зиновьев А.В., Соколов П.Ю. Дилатометрическое исследование изменения реологических свойств горячекатаной и литой латуни Л90. В сб. тезисов «69-е дни науки студентов: международные, межвузовские и институтские научно-технические конференции. М.: НИТУ МИСиС. 2014. с 194-195.