

Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего
профессионального образования

Национальный исследовательский технологический университет
«МИСиС»

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»

Диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук

Научный руководитель: профессор, доктор технических наук
Александр Васильевич Зиновьев

Москва – 2015

Содержание

Введение	4
1 Аналитический обзор литературы	10
1.1 Структура и механические свойства латуней	10
1.2 Типовые технологические схемы производства горяче- и холоднокатаных листов, полос и лент латуней	14
1.3 Процессы упрочнения, разупрочнения при горячей деформации	20
1.4 Изменение структуры при горячей деформации	28
1.5 Факторы, влияющие на сопротивление деформации	35
1.6 Методы пластометрических исследований	41
1.7 Явление атермического разупрочнения (ЯАР)	50
1.8 Постановка задач исследований	61
2 Методики исследования.....	63
2.1 Отбор заготовок.....	63
2.2 Методика исследования сопротивления деформации и структуры при горячей деформации	71
2.3 Методика исследования ЯАР при холодной деформации	78
2.4 Заключение по главе	82
3 Экспериментальные исследования сопротивления деформации латуней при горячей деформации	84
3.1 Классификация кривых течения и математическая обработка экспериментальных данных	84
3.2 Результаты экспериментального исследования сопротивления деформации ..	89
3.3 Аппроксимация кривых сопротивления деформации	94
3.4 Сопротивление деформации при дробном нагружении	97
3.5 Заключение по главе	102
4 Изменение структуры латуней при горячей деформации	103
4.1 Структурообразование по окончании горячей деформации	103
4.2 Влияние температуры и скорости деформации на формирование структуры	108

4.3	Изменение структуры латуней при горячей деформации	116
4.4	Заключение по главе	119
5	Влияние технологических параметров деформации латуней на развитие явления атермического разупрочнения	121
5.1	Влияние степени деформации на изменение механических свойств	121
5.2	Стабилизация механических свойств холоднокатаных полос	131
5.3	Заключение по главе	132
6	Практическое использование результатов исследований латуней	134
6.1	Совершенствование режимов обжатию горячей прокатки	134
6.2	Совершенствование режимов обжатию холодной прокатки	139
6.3	Заключение по главе	143
	Основные выводы.....	145
	Список литературы.....	146

Введение

Проектирование и эксплуатация оборудования по обработке металлов давлением основывается на использовании ряда расчетных формул для определения энергосиловых параметров. Однако существующие методики расчетов могут быть использованы тогда, когда известны величина и характер изменения механических свойств металлов и сплавов в процессах пластической деформации. Поэтому на протяжении всего времени развития процессов обработки металлов давлением использовались механические характеристики деформируемых материалов – цветных и черных металлов.

Цветная металлургия является одной из ведущих отраслей народного хозяйства. Значительное количество цветных металлов и сплавов поступает к потребителям в виде полуфабрикатов: плит, полос, листов, лент, прутков, профилей, которые в дальнейшем применяют в электротехнической, машиностроительной, автомобилестроительной, химической промышленности, а также в электронной, пищевой и ряде других отраслей народного хозяйства.

Среди материалов, используемых промышленности, медь и её сплавы занимают особое место благодаря удачному сочетанию высоких технологических и эксплуатационных характеристик. Непрерывно увеличивающаяся потребность в этих материалах предъявляет всё более жёсткие требования к продукции, определяет необходимость выпуска новых сплавов со специальными свойствами и узкими пределами допусков по содержанию компонентов и примесей, а также производство прецизионного проката.

В технологических процессах производства изделий медь и сплавы на её основе подвергаются определённому внешнему воздействию (температура, горячая и холодная деформация, промежуточные гомогенизационные и рекристаллизационные отжиги) и каждая операция процесса характеризуется конкретным состоянием, отвечающим предпосылкам для дальнейшей обработки вплоть до конечного размера. В случае проявления каких-либо несоответствий возникают аномалии структурно-чувствительных свойств (пластичности,

прочности, атермическое разупрочнение) или структурно-нечувствительных свойств (плотности, теплового расширения; электропроводности), делающими невозможным продолжение процесса обработки.

В производстве плоского проката из меди и её сплавов в соответствии с наиболее распространенными типовыми технологическими процессами (непрерывная отливка плоских слитков, производство горячекатаного проката, производство холоднокатаного проката) горячая прокатка является не только головной, но и весьма ответственной операцией. Иногда она сопровождается разрушением слитков, известным как тепловая хрупкость вплоть до температур плавления или разрушением полос при холодной прокатке при отработанных режимах деформации.

Вопросам технологической пластичности при обработке давлением посвящены много численные работы российских и зарубежных авторов с рассмотрением поведения металлов и сплавов в очаге деформации и факторов, влияющих на их обработку, сопровождающуюся проявлением упомянутых аномалий. Понимание причин подобных явлений у меди и широкого круга её сплавов немыслимо без научно обоснованного подхода к их природе, и в первую очередь глубокого изучения физико-механических свойств металла на основе меди, нашедшей широкое применение в электронике, электротехнике, теплотехнике, в автомобилестроении в виде тонких прецизионных лент (0,08 мм) и совсем недавно в виде супертончайших лентфольг толщиной 0,025–0,035 мм для охлаждающих пластин автомобильных радиаторов.

Как феномен, тепловая хрупкость или провал пластичности в меди в диапазоне температур $0,2-0,7T_{пл}$ является объектом пристального внимания ученых с начала XIX века. К настоящему времени накоплено большое количество экспериментальных результатов исследованиями Бобылева А.В, Преснякова А.А, Новикова И.И, Розенберга В.М и других о влиянии температуры, газовых примесей и легирующих добавок, скорости испытания и чистоты на пластичность меди. Однако они не всегда согласуются между собой или противоречивы, что

существенно затрудняет анализ данных и несмотря на обилие сведений, общепринятой точки зрения на природу хрупкости меди пока нет.

Принято считать, что у меди в области средних температур выявляется только один провал пластичности, однако в ряде работ данные показывают, что зона хрупкости у предварительно холодно-деформированной меди состоит из двух провалов с минимумами при 300 и при 500 °С. В зависимости от степени предварительной деформации и исходного до деформации состояния они могут развиваться во взаимно противоположных направлениях.

Исследованиями микроструктуры, плотности, твёрдости и электрического сопротивления после различных термомеханических обработок обнаружен эффект резкого понижения электросопротивления меди при определённых условиях, что позволило разработать новую технологию изготовления проводников из меди.

Следует отметить, что аномалии механических свойств меди практически полностью воспроизводятся и у латуней вплоть до содержания цинка 32 %, в том числе и открытое явление сверхпластичности у обоих материалов при 800-850 °С, нашедшее применение при проектировании технологий горячей обработки. Конкретный опыт применения сверхпластичности металлов и сплавов, теоретическая трактовка природы и механизма развития этого явления, а также инструмент и оборудование для реализации разработанных технологий достаточно широко представлены работами Охрименко Я.М. и Смирнова О.М.

В мировой литературе имеются в значительном количестве описания поведения меди и сплавов на её основе, начиная практически с конца 19 века. Однако, в большинстве случаев результаты этих исследований носят не систематизированный характер и имеются явные противоречия в полученных результатах. Это в первую очередь связано с разницей уровня научных исследований в 19-21 веках и трактовкой полученных результатов. Современное состояние экспериментально-исследовательской базы позволяет на новом научно-технологическом уровне повторить и проверить достоверность исследований выполненных ранее.

Целью настоящей работы является получение с использованием типовых методов исследования и современной экспериментальной аппаратуры данных об изменении механических характеристик при пластической деформации простых латуней в процессах горячей и холодной деформации.

В связи с этим при выполнении исследований решались следующие основные 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 конкретного химического состава и анализ их зависимости от температурно-скоростных параметров процесса горячей деформации.
3. Создание на основе новой 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 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 Л68 известной химического состава.
6. Разработка примеров практического использования полученных научных результатов по сопротивлению деформации и явлению атермического разупрочнения при формировании режимов обжатий горячей и холодной прокатке простых латуней.

Научная новизна полученных результатов заключается в следующем:

1. Получены зависимости кривых 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 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 обжата для конкретного химического состава сплавов.

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

1 Аналитический обзор литературы

1.1 Структура и механические свойства латуней

Латуни - это двойной или многокомпонентный сплав на основе меди, где основным легирующим элементом является цинк, иногда с добавлением олова, никеля, свинца, марганца, железа и других элементов. Латуни имеют широкое распространение благодаря сочетанию высоких механических и технологических свойств. Диаграмма состояния Cu-Zn приведена на рисунке 1.1.

В диаграмме состояния Cu-Zn имеется пять перитектических превращений, в результате которых образуются пять фаз: β , γ , δ , ϵ и η . Растворимость цинка в меди очень велика и обнаруживает температурную зависимость: с понижением температуры растворимость цинка в меди возрастает и составляет 32,5 и 39 % (по массе) при температурах 902 и 454 °C соответственно, дальнейшее понижение температуры растворимость уменьшается (до 35 % при $T_{\text{комн}}$). Фаза β - это соединение, которое при достаточно низких температурах приобретает упорядоченную структуру (β' -фаза на рисунке 1.1).

С увеличением содержания цинка прочность возрастает. Поперечное сужение снижается (рисунок 1.2), особенно резко при переходе от α к ($\alpha + \beta$) структуре. Относительное удлинение достигает максимального значения при 30...32 %Zn, а затем резко уменьшается, особенно в β' -фазе. Временное сопротивление разрыву возрастает до 47-50 % Zn, но как только β -фаза полностью сменяет α -фазу, оно резко снижается. Пониженная пластичность β' фазы обусловлена упорядоченным расположением атомов. Когда при нагреве β' -фаза переходит в неупорядоченную β -фазу, ее пластичность резко возрастает и она становится пластичнее α -фазы [1-4].

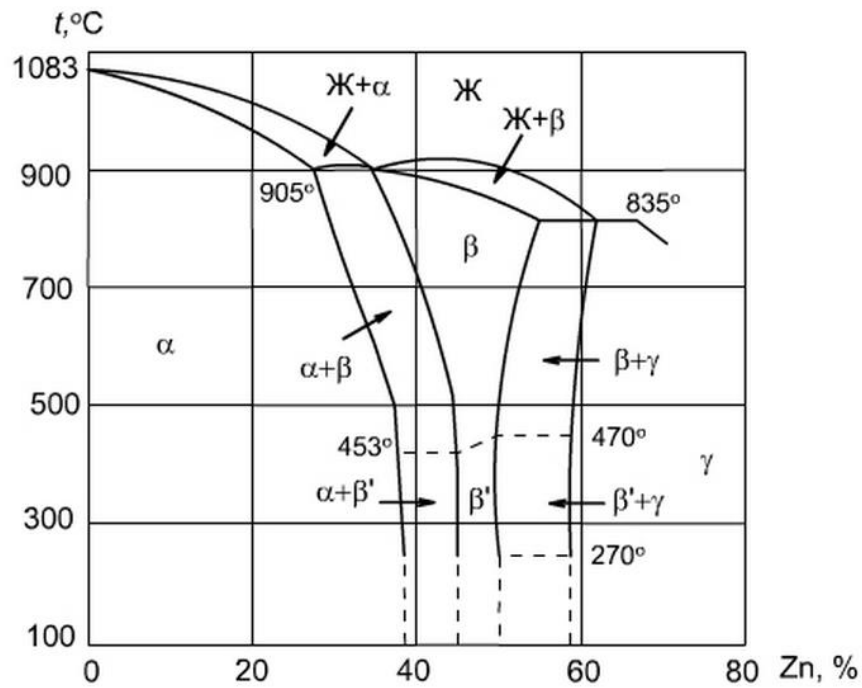


Рисунок 1.1 – Диаграмма состояния системы Cu-Zn [1]

По структуре сплавы системы Cu-Zn разделяют на α ; ($\alpha+\beta$) и β латуни; упорядочение β' - фазы в этой классификации не учитывается.

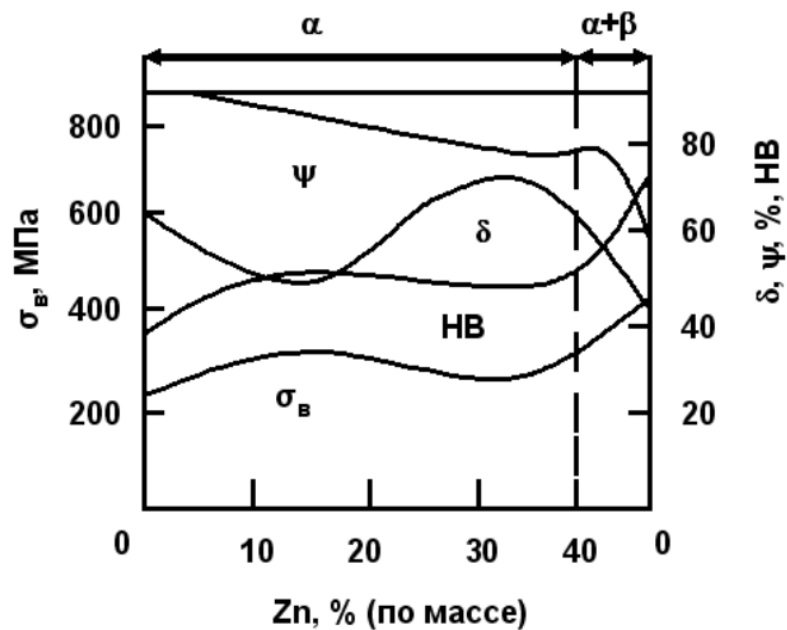


Рисунок 1.2 - Влияние цинка на механические свойства меди [3]

Латуни со структурой α -фазы пластичны, имеют высокую технологичность и легко поддаются горячей и холодной обработке давлением. В температурном интервале 300-600 °С α -латуни, как и медь, обнаруживают провал пластичности, и этого интервала температур при обработке давлением надо избегать (рисунок 1.3). Пластичность β - латуней при комнатной температуре очень мала, и при содержании около 50 % Zn и более они не поддаются холодной обработке давлением. Поэтому в промышленном масштабе применяют лишь α - и ($\alpha + \beta$)-латуни. Однако β - латуни представляют интерес как основа сплавов с памятью формы и материалов с высоким пределом упругости (сверхупругостью).

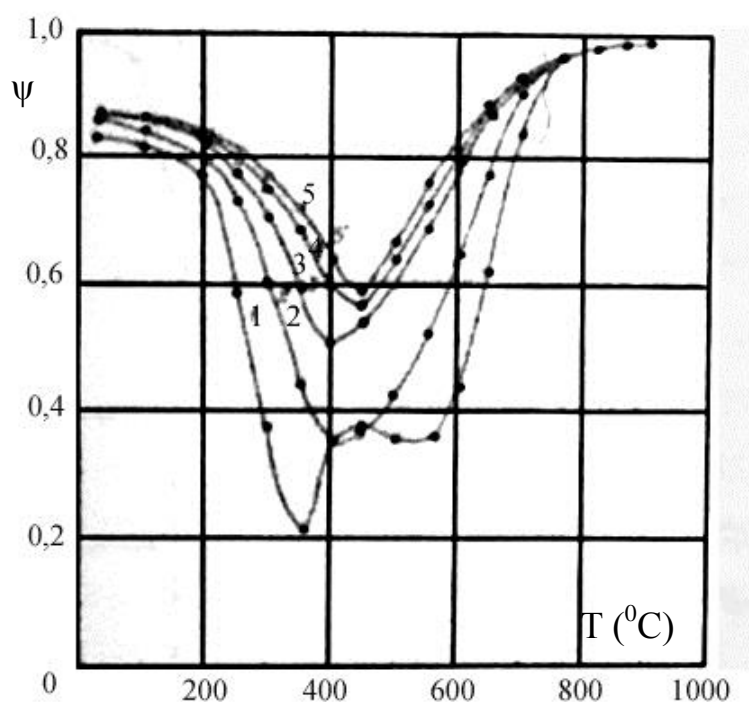


Рисунок 1.3 - Температурная зависимость сужения горячедеформированной латуни Л90 при скоростях растяжения мм/мин:

1 – 4; 2 – 50; 3 – 500; 4 – 960; 5 – 1500 [5]

Наиболее широко применяют двойные латуни марок Л90, Л68, Л63. Латунь Л90 называют томпаком; она обладает высокой стойкостью против коррозии и имеет красивый золотистый цвет. Латунь Л68 называют патронной, из нее

изготавливают изделия холодной штамповкой и глубокой вытяжкой, в частности гильзы патронов. Латунь Л63 называют торговой, так как она среди всех латуней занимает первое место по объему производства.

Простые латуни Л90, Л68 – это однофазные сплавы, состоящие из кристаллов α -твердого раствора цинка в меди (их называют α -латуни). Чем больше цинка вошло в α -раствор, тем латунь прочнее. Все α -латуни пластичны, хорошо обрабатываются давлением в горячем и холодном состоянии.

Предельная растворимость цинка в меди составляет примерно 35 % - это граница существования α -фазы. В сплавах с большим содержанием цинка его избыточная часть образует с медью электронное соединение Cu-Zn. Часть меди растворяется в Cu-Zn, образуя кристаллы β -твердого раствора. Т.е. присутствуют кристаллы двух видов твердого раствора. Так образуются двухфазные ($\alpha+\beta$) латуни Л60 и Л59.

Выше 460 °С β -фаза является неупорядоченным раствором с хорошей пластичностью. Ниже 460 °С β -твердый раствор упорядочивается и становится хрупким. Поэтому двухфазные ($\alpha+\beta$) латуни хорошо обрабатываются давлением в горячем состоянии (когда пластичны обе фазы) и хуже при обычных температурах (когда пластична только α -фаза).

Латунь Л63 имеет небольшое количество β - фазы и формально должна считаться двойной ($\alpha+\beta$) латунью. Но малое количество β -фазы практически не проявляется на большинстве свойств, поэтому её чаще рассматривают как однофазный сплав. Тем не менее, при быстром охлаждении после отжига содержание β - фазы может оказаться значительным и пластичность снизится.

Отрицательное свойство латуней заключается в их склонности к самопроизвольному коррозионному растрескиванию, которое происходит во влажной атмосфере при сохранении в сплаве после деформации остаточных напряжений. Развитию растрескивания способствует присутствие в атмосфере следов аммиака, аммонийных солей, сернистых газов. Это явление называют еще сезонной болезнью, так как оно чаще всего происходит весной и осенью, когда влажность воздуха повышена.

Растрескивание происходит из-за предпочтительной коррозии латуней по границам зерен в зоне неравномерного распределения напряжений. Это явление усиливается с увеличением содержания цинка и развивается особенно интенсивно при содержаниях его более 30 %. Для устранения склонности к растрескиванию достаточно отжечь деформированные полуфабрикаты при температурах ниже температуры рекристаллизации. При таком отжиге эффективно снимаются остаточные напряжения и сохраняется высокая прочность, обусловленная нагартовкой [2, 6, 7].

1.2 Типовые технологические схемы производства горяче- и холоднокатаных листов, полос и лент латуней

Известно, что к основным тяжелым цветным металлам (плотность более 3,6 г/см³) относят медь, никель, цинк, олово, свинец; к легким - алюминий, титан, магний. Благодаря исключительно ценным свойствам цветные металлы и сплавы на их основе имеют широкое применение в различных отраслях промышленности. Год от года потребности ведущих отраслей народного хозяйства постоянно возрастают и растут требования к качеству выпускаемой продукции.

Обработка давлением цветных металлов занимает важное место в промышленности развитых и развивающихся странах мира. Ориентировано можно считать, что обработке давлением подвергается примерно 65-80 % алюминия, 80-90 % меди, 20-50 % цинка, 6-30 % свинца, 10-15 % олова, 20-30 % никеля, остальная часть цветных металлов используется в литейном производстве, легировании стали, для покрытий в виде химических соединений и т.п. [8-10].

В настоящее время в мире имеется более 2000 заводов по обработке цветных металлов давлением из них около 900 по обработке алюминия; более 100 по производству алюминиевой фольги; более 600 заводов по обработке меди и ее сплавов и большое число промышленных предприятий по пластической

обработке цинка, свинца, олова, никеля, магния, титана, группы тугоплавких редких и драгоценных металлов.

Заводы по обработке цветных металлов и сплавов производят плоский, сортовой прокат, профили различной формы поперечного сечения и трубы. Как правило на этих заводах обычно имеются два передела, составляющих металлургический цикл: плавильное и обрабатывающее производства. На некоторых заводах плавильные цехи отсутствуют и слитки поставляются с других предприятий (рисунок 1.4).

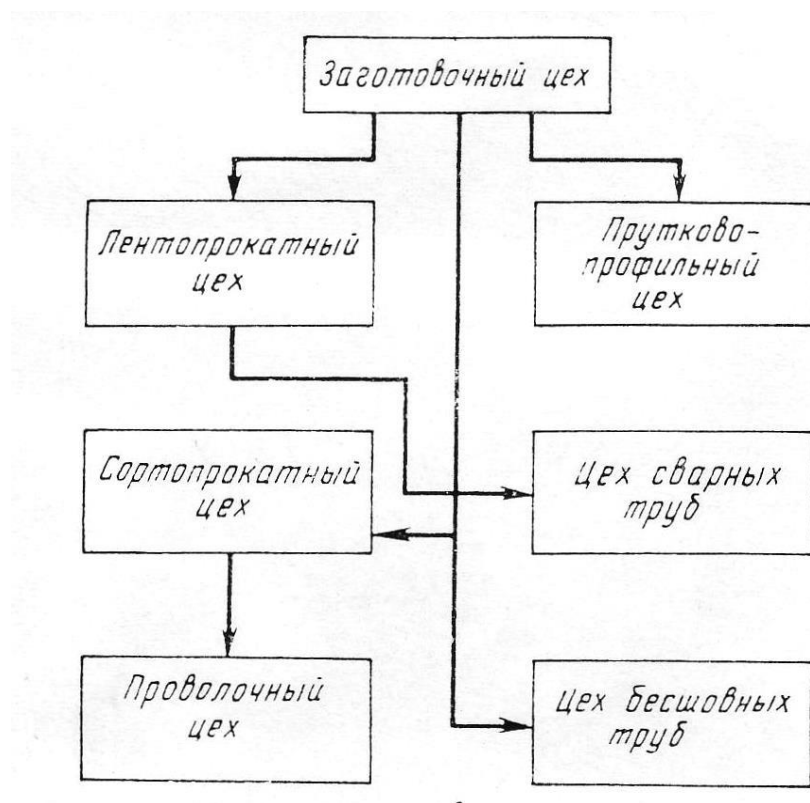


Рисунок 1.4 - Структурные схемы заводов по обработке давлением тяжелых металлов [8]

Из всех тяжелых цветных металлов и сплавов, первое место по потреблению занимает продукция из меди и сплавов на ее основе. Заводы по производству плоского проката из меди и ее сплавов условно делятся на две группы. К первой относятся заводы по обработке многотоннажных сплавов - меди и латуни, ко второй - заводы по обработке малотоннажных сплавов - бронз,

свинцовистых и сложных латуней, нейзильбера, мельхиора и дисперсионно-твердеющих сплавов. В выпуске плоского проката многотоннажные сплавы составляют 85-90 %, остальное приходится на малотоннажные сплавы. В настоящее время в России структура проката выглядит следующим образом (таблица 1.1) [11].

Таблица 1.1 – Структура проката

Медный	Латунный	Бронзов- вый	Медно- никелевый	Цинко- вый	Никеле- вый	Свинцо- вый	Г/к продукция
49,2 %	37,5 %	8,5 %	1,7 %	0,6 %	0,1 %	0,1 %	2,1 %

Из литературных данных [11] следует, что практически вся рафинированная электролитическая медь потребляется в виде проката и проволоочно-кабельной продукции около половины ее идет на производство проката. В мировой иерархии выпуска проката из сплавов на основе меди доля России не велика: Россия – 1,1 %; Объединённая Европа – 39,3 %; Китай – 32,1 %; США – 27,5 %. По потреблению медного проката Россия сильно (примерно 12-14 раз) отстает от западных стран. В начале 21 века Российская промышленность по обработке цветных металлов постепенно выходила из периода резкого спада производства, связанного с переходом страны к рыночной экономике в начале 90-х гг. Ежегодный темп роста выпуска плоского и круглого прокатов в период 1998-2005 гг. составлял 8,1 %, т. е. был выше темпа роста ВВП страны. Однако к настоящему времени в связи с кризисными явлениями темпы роста снизились.

К настоящему времени промышленность по обработке меди и ее сплавов России состоит из восьми основных производителей проката. Еще 2 завода в Украине и Казахстане работают также в значительной степени на российский рынок.

Начиная с древнейших времени постоянно совершенствовалось оборудование и технология для производства листов, полос, лент и фольги. К

настоящему времени в мировой практике сложились типовые технологические схемы производства, которые опираются на многовековой опыт обработки меди и ее сплавов. В этих типовых технологиях ряд технологических операций является обязательным и они вне зависимости от состава технологического оборудования присутствуют в разнообразных технологических процессах. Другие технологические операции не являются обязательными и в ряде технологических процессов могут отсутствовать. В зависимости от состава технологического оборудования и его технического уровня может меняться также и последовательность выполнения операций.

При разработке технологических процессов производства обычно используют два подхода. Первый из них заключается в том, что под конкретное имеющееся в цехах оборудование разрабатывается технология производства заданного изделия с учетом реальной загрузки основного и вспомогательного оборудования. В этом случае не всегда удастся учесть в полной мере достижения науки и техники. Во втором случае под современный или принципиально новый технологический процесс заказывается соответствующее оборудование. Конечно, в обоих случаях выполнение технологического процесса должно обеспечить требуемое качество продукции в соответствии с ГОСТами или ТУ.

Применяемые в промышленности для производства плоского проката тяжелые цветные металлы и сплавы можно разделить на две группы. В первую группу входят металлы и сплавы, имеющие достаточно широкий температурный интервал с высокой пластичностью при прокатке. Сюда относятся медь, никель, двойные α -латуни и медно-никелевые сплавы с ограниченным по стандарту количеством вредных примесей (висмута, свинца и др.), $(\alpha+\beta)$ -латуни, ряд специальных латуней и бронз.

Во вторую группу входят металлы и сплавы, упрочняющиеся при деформации без нагрева и не имеющие в области высоких температур пластичности, достаточной для проведения прокатки. Эта группа сплавов по объему производства и выпуска в сравнении с первой незначительна. В нее входят оловянно-фосфористые (БрОФ6,5-0,15) и оловянно-свинцово-цинковые

(БрОЦС4-4-2,5, БрОЦС4-4-4) бронзы, латуни с большим содержанием свинца (ЛС63-3), а также α -латуни, загрязненные примесями.

Типовой перечень операций используемых при производстве холоднокатаной плоской продукции из меди и простых латуней представлен на рисунке 1.5.

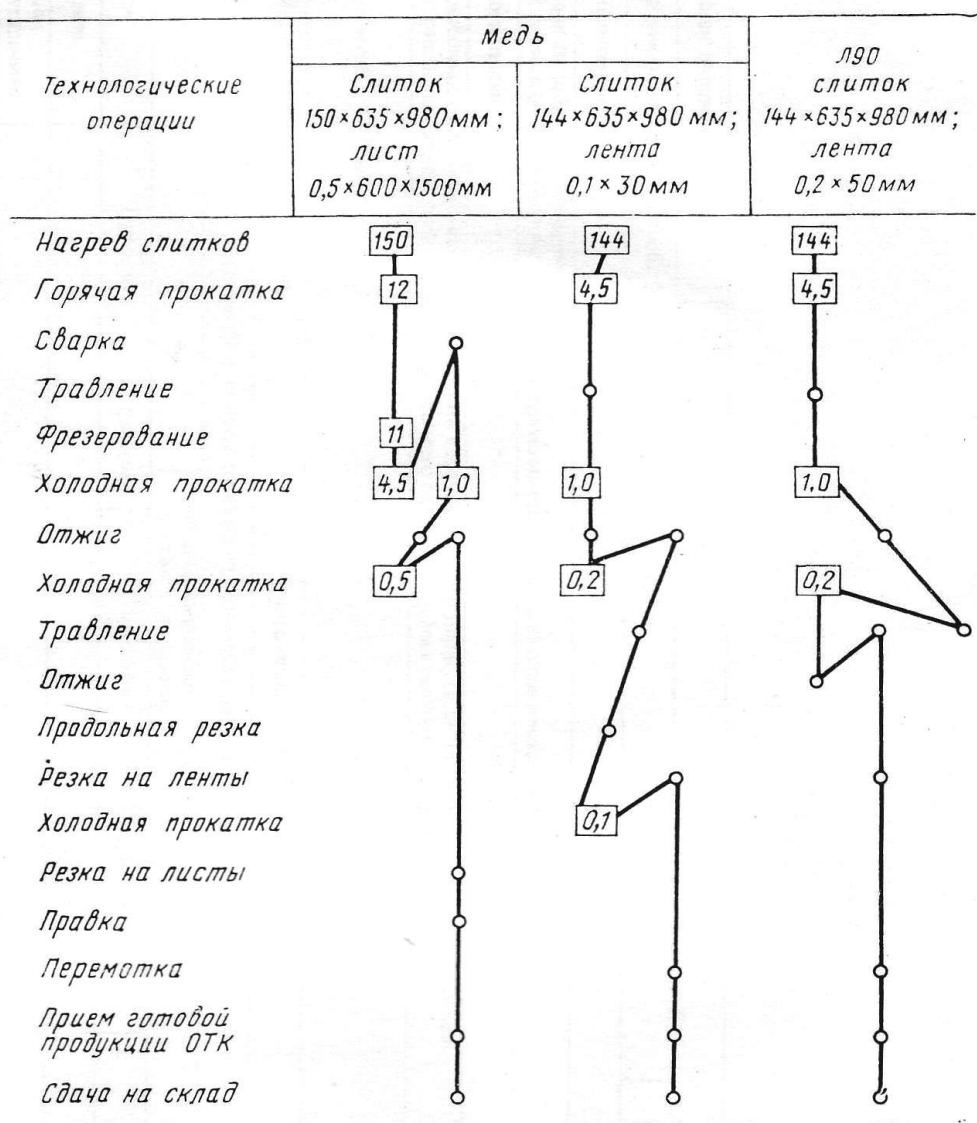


Рисунок 1.5 - Типовые технологические схемы производства листов, полос и лент из меди и латуни [8]

Структура себестоимости различных видов плоского проката из меди и ее сплавов такова, что 80—95 % затрат приходится на исходный металл, и только 5—20 % ложатся на расходы по переделу заготовок в готовую продукцию.

Следовательно, снижение затрат на производство проката идет в направлении экономии металла, как результат улучшения его физико-химических свойств и производства таких видов проката, которые давали бы возможность снижать металлоемкость машин, агрегатов и т.д.

Главной особенностью дальнейшего развития металлургических процессов является повышение качества металлов и изделий из них на всех стадиях обработки. Таким образом, решение проблемы повышения качества изделий из цветных металлов и сплавов касается всех стадий технологического процесса, начиная от плавки металлов и кончая их отделкой.

Применительно к процессам производства плоского проката эта проблема затрагивает ряд направлений. Первое направление связано с повышением точности изделий за счет снижения достигнутого поля допуска, второе направление с повышением служебных свойств изделий за счет стабилизации их механических свойств и интенсивного использования процессов термического или термомеханического упрочнения. Третье направление заключается в придании изделиям формы, обеспечивающей наилучшее использование металла и нанесение на поверхность проката специальных покрытий для достижения требуемых физико-механических и служебных свойств.

Наиболее полно эти проблемы могут быть решены путем введения в эксплуатацию нового оборудования, предназначенного как для процессов пластической обработки, так и отделки проката, модернизации действующего на заводах оборудования, внедрения автоматизации механизации и компьютеризации процессов производства. Однако, как показывает реальная практика значительные резервы улучшения качественных показателей в ряде случаев еще полностью не исчерпаны применительно к находящемуся в эксплуатации оборудованию. Использование этих резервов дает возможность повысить эффективность производства и улучшить качество продукции без капитальных затрат.

Основными путями снижения трудоемкости производства изделий является повышение массы заготовок, механизация и автоматизация оборудования,

повышение скоростей обработки и специализация производства. Специфичным для производства изделий из цветных металлов и сплавов является многооперационность и трудоемкость. Поскольку стоимость большинства цветных металлов и сплавов высока, большое значение для отрасли имеет увеличение выхода годного, снижение отходов при обработке. Возрастание показателей качества и производительности достигает при повышении технического уровня производства.

1.3 Процессы упрочнения, разупрочнения при горячей деформации

Процессы обработки металлов давлением проходят в условиях горячей деформации осуществляются в широком диапазоне температур и скоростей, когда реологические свойства металлов и сплавов существенно зависят от условий деформации. При пластической деформации металла выше температуры начала рекристаллизации протекают одновременно процессы упрочнения и динамического разупрочнения металла. Наклеп возникает мгновенно и определяется степенью деформации. Рекристаллизация и возврат протекают во времени и зависят от температуры и скорости деформации. Соотношение между процессами упрочнения и разупрочнения определяется температурой, скоростью и степенью деформации.

Процесс упрочнения металла при деформации

Основными механизмами пластической деформации являются скольжение, двойникование, относительное перемещение самих зерен, а также такие виды пластической неустойчивости, как сбросы, пластинкование, полосы деформации и ротационное скольжение. В процессе пластической деформации металлов и сплавов происходит их деформационное упрочнение, или повышение сопротивления деформации, которое наблюдается как затухание движения дислокаций и их взаимодействие, и продолжение деформации возможно лишь при увеличении приложенного напряжения [13].

Существует целый ряд теорий деформационного упрочнения металлов и сплавов, однако до сих пор ни одна из этих теорий не получила всеобщего признания.

Пластическое течение металлов и сплавов описывается различными моделями дислокационного взаимодействия:

- преодолением барьера Пайерлса — Набарро, характеризующего собственное сопротивление решетки движению дислокаций;
- преодолением в процессе деформации различного рода препятствий движению дислокаций (барьеров Ломер - Коттрелла или сидячих дислокаций и др.);
- пересечением скользящих дислокаций с «лесом» дислокаций и взаимодействием дислокаций с плоскими границами;
- поперечным скольжением винтовой составляющей дислокаций с переползанием краевой составляющей дислокации;
- зарождением (размножением) дислокаций;
- взаимодействием дислокаций с точечными дефектами и атомами растворенных элементов [14].

Механизм деформационного упрочнения металлов в общем виде описывается следующими моделями, основанными на дислокационных теориях:

$$\sigma_S = A_1 G b \sqrt{\rho} \text{ - модель Тейлора,} \quad (1.1)$$

$$\sigma_S = A_2 G b \sqrt{h} \sqrt{\rho} \text{ - модель Зегера,} \quad (1.2)$$

$$\sigma_S = A_{31} G b \sqrt{\rho_{сп}} \text{ - модель Кульмана-Вильсдорф,} \quad (1.3)$$

$$\sigma_S = A_4 G b \sqrt{\rho_d} \text{ - модель Басинского,} \quad (1.4)$$

где

G - модуль сдвига;

b - модуль вектора Бюргерса подвижных дислокации;

ρ — плотность дислокации;

$\rho_{сп}$ — плотность сплетений дислокации;

ρ_d — плотность леса дислокации;

\sqrt{h} - количество дислокации в скоплении;

$A_1 \dots A_4$ – размерные факторы, измеряющие эффективность деформационного упрочнения.

Для определения зависимости плотности дислокаций от степени деформации используют различные зависимости, в частности уравнение Рейда

$$\rho = \rho_0 + C\bar{\epsilon}^p, \quad (1.5)$$

где ρ_0 – начальная плотность дислокаций;

C, p – параметры данного материала.

Плотность дислокаций составляет 10^6 - 10^8 на 1 см^2 в отожженных чистых металлах, в деформированных 10^9 - 10^{11} , в сильно нагартованном металле до 10^{13} .

Упрочнение металлов приводит к изменению их структуры и физико-химических свойств: изменяются форма и ориентировка зерен, образуются полосы деформации, повышается химическая активность и т.д. С упрочнением повышается уровень внутренней энергии в металле, а следовательно, и склонность наклепанного материала к процессам разупрочнения при нагреве.

Процессы статического и динамического разупрочнения металлов при горячей деформации

В процессе нагрева металла перед горячей деформацией его термодинамически неустойчивое состояние переходит в более стабильное состояние вследствие протекания ряда процессов, например: диффузии точечных дефектов и их стока в дислокации и границы, формирования малоугловых границ, миграции межзеренных границ, перераспределения и аннигиляции части дислокаций противоположных знаков и сужения дислокационных петель, формирования малоугловых границ, связанного с перераспределением дислокаций простым и поперечным скольжением и переползанием и т.д. [13, 15].

Структурные изменения при нагреве металла происходят также в определенной последовательности: статические возврат, полигонизация и рекристаллизация. При нагреве литого или горячедеформированного металла структурные изменения определяются либо температурной гомогенизацией (для литого металла), либо температурой предварительной горячей деформации. Если

температура нагрева превышает эти температуры, то в металле начинается статическая рекристаллизация. В противном случае существенных структурных изменений в литом или горячедеформированном металле при нагреве не происходит.

Статическая рекристаллизация в металле при нагреве проходит по следующим этапам: первичная рекристаллизация, собирательная рекристаллизация и вторичная рекристаллизация. Все эти процессы являются многостадийными, сопровождаются уменьшением свободной энергии и успевают пройти в той или иной степени в зависимости от температуры и скорости нагрева.

После нагрева заготовок и выдержки при заданной температуре металл попадает в условия, при которых в нем одновременно проходят процессы деформационного упрочнения и динамического разупрочнения. Упрочнение вызывается увеличением плотности дислокаций под воздействием внешних сил, взаимодействием дислокаций между собой и другими видами упрочнения.

Динамическое разупрочнение при горячей деформации связано с целым рядом сложных взаимосвязанных процессов, а именно:

- изменение в процессе деформации ориентировки плоскостей скольжения на более благоприятные;
- изменение вторых фаз в сплавах: сфероидизация пластинчатых структур и укрупнение мелкодисперсных выделений;
- проявление локализации деформации и теплового эффекта пластической деформации;
- динамический возврат, полигонизация и динамическая (или метадинамическая) рекристаллизация, которые вносят основной вклад в процесс разупрочнения при горячей деформации.

- *Динамический возврат и полигонизация*

При малых степенях горячей деформации такие процессы наблюдаются практически во всех металлах, но наиболее характерны для металлов с высокой энергией дефекта упаковки. Для большинства металлов динамический возврат и

полигонизация проходят до начала динамической рекристаллизации или вместе с ней.

Интенсивность развития процессов динамического возврата и полигонизация зависят от способности дислокаций покинуть свою плоскость скольжения, поскольку в основе этих процессов лежит их переползание и поперечное скольжение.

Разупрочнение металла связано с частичной аннигиляцией дислокаций, уменьшением их плотности и с перестройкой дислокаций с образованием их сеток с малой энергией. Возможно также поглощение и генерирование отдельных дислокаций дислокационными стенками (субграницами) [13].

Чем выше температура деформации, тем меньше коэффициент деформационного упрочнения и короче участок горячего наклепа, быстрее происходит выход сопротивления деформации σ_s на установившуюся стадию течения. Наличие установившейся стадии после участка деформационного упрочнения (без максимума σ_s) считается отличительным признаком прохождения в металле динамического возврата (полигонизации). При деформации, предшествующей установившейся стадии течения, образуется ячеистая структура. Степень деформации, при которой начинает формироваться ячеистая структура, тем меньше, чем выше температура и меньше скорость деформации.

На установившейся стадии течения $\sigma_s = \sigma_{уст}$ наступает динамическое равновесие между количеством возникающих и аннигилирующих дислокаций. При этом сохраняется равноосность и постоянство размеров субзерен и углов разориентировки между ними. Размер субзерен сохраняется постоянным и независимым от размера исходных зерен. При этом размер субзерен прямо связан с температурой деформации и изменяется обратно скорости деформации, уровню значений σ_s и содержанию примесей. С повышением температуры деформации размер субзерен увеличивается, толщина стенок и плотность дислокаций внутри субзерен уменьшается.

При возврате не происходят изменения в микроструктуре и кристаллической ориентировке матрицы, однако, повышается структурное совершенство, заметно меняются физические и химические свойства.

- *Динамическая рекристаллизация*

Динамическая рекристаллизация начинается вслед за динамической полигонизацией; возможно также, что эти процессы идут одновременно.

Склонность к динамической рекристаллизации в большей степени проявляют металлы и сплавы с малой энергией дефекта упаковки, малым коэффициентом диффузии и большой подвижностью границ зерен. Образование зародышей динамической рекристаллизации предпочтительнее у границ исходных зерен, а не в их объеме.

Условия прохождения в металле динамической рекристаллизации таковы: достаточно сильный горячий наклеп, высокие скорости деформации и температуры. При этом в металле создается избыточная (критическая) плотность дислокаций, которая включает две составляющие - плотность дислокаций в субграницах и плотность дислокаций внутри субзерен.

При динамической рекристаллизации наблюдается местное снижение плотности дислокаций в рекристаллизованных участках. Основное разупрочнение металла происходит не путем образования новых недеформированных зерен, а за счет образования и роста так называемых двойников отжига. Образование этих двойников идет необычным путем, т.е. как побочный результат укрупнения рекристаллизованных зерен, а в результате самого рекристаллизационного процесса образования и роста двойников. Новые зерна деформируются с образованием внутренних субструктур, т.е. происходят циклы динамической рекристаллизации [13, 16].

Обычно в ходе эксперимента затруднительно выделить составляющие разупрочнения, возникающего под действием только термической активации, и определить изменение кинетических закономерностей под действием приложенных напряжения и скорости деформации. Более того, в связи с вязко-пластичной природой деформирования металлов и сплавов нелегко оценить в

отдельности точную роль напряжения и скорости деформации. В целом, общее отмечаемое разупрочнение, происходящее одновременно с пластической деформацией, т.е. динамическое разупрочнение, можно считать следствием двух независимых механизмов:

- чисто динамических процессов, т.е. тех, которые требуют наличия напряжения и/или скорости деформации для их осуществления и величина влияния которых не зависит от времени (например, процесс этого типа – поперечное скольжение дислокаций);
- квазистатических процессов (рекристаллизация), т.е. тех, которые характеризуются только тепловой активацией и величина которых непосредственно зависит от времени протекания этого процесса.

Движущей силой динамической рекристаллизации служит накопленная энергия деформации, а необходимая диффузионная подвижность обеспечивается высокой температурой обработки. Очевидным признаком протекания в металле динамической рекристаллизации является наличие максимума σ_s на кривых течения в области деформации $\varepsilon = 0,2-0,5$. Динамическая рекристаллизация начинается обычно чуть раньше максимума на кривых $\sigma_s-\varepsilon$, но упрощенно за начало динамической рекристаллизации принимают величину ε .

Для описания кинетики динамической рекристаллизации можно использовать параметрическое уравнение:

$$W_p = AZ^{-a}, \quad (1.6)$$

где $W_p = t_p e^{-Q/RT}$;

Z - параметр Зенера - Холломона;

t_p - время, требуемое для возникновения динамической рекристаллизации;

A, a - расчетные коэффициенты.

Величина накопленной энергии зависит от параметра Зенера-Холломона $Z = \dot{\varepsilon} \exp(Q/RT)$ и обычно пропорциональна $\lg Z = \lg \dot{\varepsilon} + Q/(2,3RT)$, т.е. уменьшается с повышением температуры. Скорость же рекристаллизации увеличивается с повышением температуры благодаря ее влиянию на

диффузионные процессы. Влияние скорости рекристаллизации на процесс динамической рекристаллизации тоже неоднозначно. Ее увеличение приводит к росту запасенной энергии (пропорционально $lg\dot{\epsilon}$), но сокращает время процесса пропорционально $\dot{\epsilon}$. Поэтому степень динамической рекристаллизации обычно возрастает с повышением температуры и уменьшением скорости деформации. Температура начала динамической рекристаллизации зависит от скорости деформации: чем больше $\dot{\epsilon}$, тем ниже температура начала динамической рекристаллизации и разупрочнение проходит более интенсивно. В условиях динамической рекристаллизации деформация металла происходит в результате движения дислокаций, их скопления у границ зерен, а разупрочнение - вследствие образования рекристаллизованных участков на границах исходных зерен.

Процессы динамической рекристаллизации во многом подобны процессам статической рекристаллизации, но имеют и отличия, связанные с наложением помимо температуры еще и деформации, и напряжений. Целесообразно отметить следующие особенности динамической рекристаллизации.

Обычно считается, что прохождению динамической рекристаллизации соответствует тип диаграммы горячей деформации с «пиком» напряжения течения при переходе к установившейся стадии деформации [17]. Это не совсем так. Как уже отмечалось выше, такой тип диаграммы нередко встречается и в случае разупрочнения по механизму динамической полигонизации на установившейся стадии. Можно говорить о том, что вероятность появления «пика» напряжения течения на кривой $\sigma - \epsilon$ в случае динамической рекристаллизации больше, чем в случае динамической полигонизации. Но однозначного соответствия типа диаграмм горячей деформации механизму структурного разупрочнения на установившейся стадии нет. Необходим дополнительный структурный анализ. Только лишь осцилляцию напряжения течения на установившейся стадии деформации можно надежно считать проявлением процесса динамической рекристаллизации.

Для начала динамической рекристаллизации необходима критическая деформация ε_c . Она соответствует деформации ε_{max} (часто считается, что $\varepsilon_c = 5/6\varepsilon_{max}$), но при расчете чаще всего берут $\varepsilon_c = \varepsilon_{max}$. Критическая степень деформации ε_c увеличивается с возрастанием скорости и понижением температуры деформации. Увеличение исходного размера зерна повышает ε_c . Считают, что при степени деформации ε_{ss} , соответствующей выходу напряжения течения на установившуюся стадию, материал рекристаллизован на 100 %. Но это справедливо только для мелкозернистых материалов. В общем случае кинетика динамической рекристаллизации зависит от температурно-скоростных условий деформации и величины исходного зерна конкретного материала, и рекристаллизация исходной структуры может продолжаться далеко на установившейся стадии [16].

Очевидный признак динамической природы рекристаллизации субзеренная структура внутри практически равноосных зерен. При этом формирование динамически рекристаллизованной структуры происходит с некоторым запаздыванием: внутри многих динамически рекристаллизованных зерен наблюдается полигонизованная структура. Поэтому тонкая структура металла неоднородна, еще сохраняется структура горячего наклепа, ячеистая полигонизованная структура и структура рекристаллизации с изменением среднего зерна.

1.4 Изменение структуры при горячей деформации

Как показано в разделе 1.3 важнейшим отличием горячей деформации от холодной является то, что непосредственно в ходе горячей деформации в металле одновременно имеют место два конкурирующих процесса - упрочнение и интенсивное разупрочнение. Основными процессами разупрочнения при горячей деформации являются динамическая полигонизация и динамическая рекристаллизация.

Процессы упрочнения и разупрочнения совершаются во времени. Скорость их зависит от многих факторов: температуры, степени и скорости деформации, энергии дефектов упаковки, исходного структурного состояния, фазового состава и др. Поскольку упрочнение и разупрочнение протекают параллельно, степень реализации каждого из этих процессов и, соответственно, вклад в результирующую структуру сложно зависят от перечисленных выше факторов

Изменение структуры при динамической полигонизации

При горячей деформации динамическая полигонизация протекает практически сразу, уже при очень небольших степенях деформации и сопровождает весь процесс. Вместе с тем разупрочнение при горячей деформации значительнее, вплоть до появления установившейся стадии значений σ_s в зависимости от степени деформации ε , т. е. когда деформация развивается при постоянном напряжении. Это соответствует динамическому равновесию между процессами упрочнения и разупрочнения, а основными структурными процессами при этом являются полигонизация и/или рекристаллизация.

Считается общепринятым, что протеканию динамической полигонизации на установившейся стадии деформации соответствует тип диаграммы горячей деформации $\sigma - \varepsilon$ без выраженного максимума или «пика» напряжения течения при переходе к установившейся стадии [17, 18]. Для металлов и сплавов, разупрочняющихся на установившейся стадии деформации в выбранных условиях по механизму динамической полигонизации, действительно, чаще встречается тип диаграммы горячей деформации без «пика» напряжения. Механизм разупрочнения на установившейся стадии изменялся при повышении температуры деформации от динамической полигонизации до динамической рекристаллизации [19].

На начальных стадиях горячей деформации напряжение течения возрастает из-за генерирования дислокаций и их взаимодействия. Повышение плотности дислокаций ускоряет процессы динамической полигонизации в ходе горячей деформации. За счет переползания и поперечного скольжения образуются

субзерна с малоугловыми границами. На установившейся стадии деформации плотность дислокаций, средний размер и равноосность субзерен, а также средняя разориентировка их субграниц остаются неизменными (рисунок 1.6).

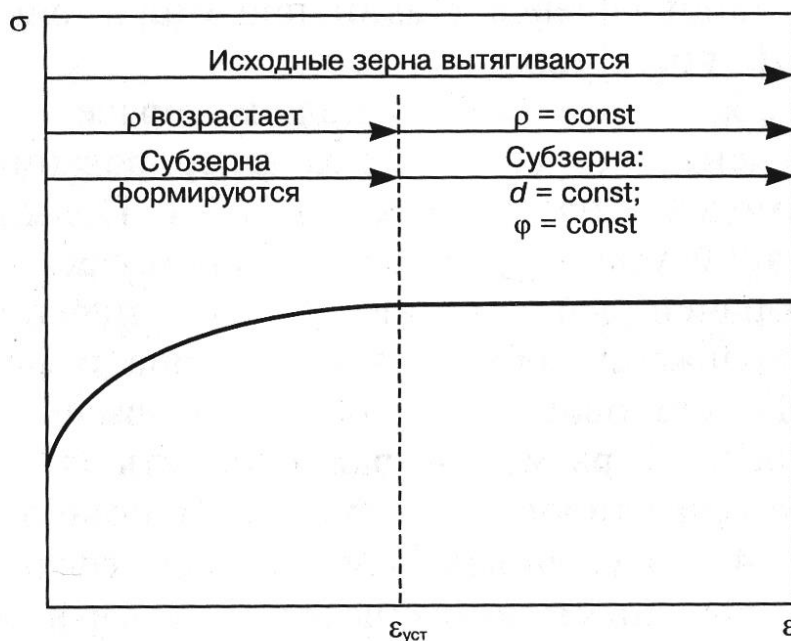


Рисунок 1.6 - Схема структурных изменений при динамической полигонизации:
 ρ - плотность дислокаций; d - размер субзерен; φ - разориентировка субзерен.

На установившейся стадии деформации субзерна остаются равноосными до очень больших деформаций. Равноосность субзерна сохраняется за счет процесса «реполигонизации» - многократной повторной полигонизации, состоящей в рассыпании субзеренных границ и новом их формировании. Под действием напряжения разные малоугловые границы двигаются в различных направлениях, происходит частичная аннигиляция дислокаций в субграницах и взаимодействие субграниц в тройных стыках. Среднее расстояние между субграницами, т. е. размер субзерен на установившейся стадии сохраняется неизменным и зависит только от напряжения течения [16].

Размер субзерен d , образующихся на установившейся стадии деформации, связан с деформирующим напряжением обратно пропорциональной

зависимостью:

$$d = K \cdot G \cdot b \cdot \sigma^{-1}, \quad (1.7)$$

где K – константа; G – модуль сдвига; b – вектор Бюргерса.

Чем выше температура и меньше скорость деформации, тем меньше напряжение течения на стадии установившейся деформации, меньше общая плотность дислокаций и больше размер субзерен.

Чем меньше размер субзерна на установившейся стадии деформации, тем выше плотность свободных, не входящих в субграницы дислокаций ρ . Легирование способствует уменьшению размера субзерен на установившейся стадии деформации.

Изменение структуры при динамической рекристаллизации

В случае горячей деформации трудно отличить структурные изменения, происшедшие непосредственно во время деформации, от изменений при охлаждении образца после деформации. При горячей деформации со скоростями, обычно применяемыми на практике, достаточно пребывания материала при высокой температуре по завершении деформации в течение секунды, чтобы в нем произошли серьезные структурные изменения по сравнению с состоянием сразу после деформации.

Если наличие ориентированного вытянутого исходного зерна после деформации на установившейся стадии можно считать признаком отсутствия рекристаллизации и прохождения динамической полигонизации, то наличие равноосного зерна в тех же условиях не свидетельствует однозначно о протекании динамической рекристаллизации. Равноосное зерно могло образоваться в ходе статической рекристаллизации при охлаждении.

Подтверждением прошедшей динамической рекристаллизации в поликристаллических образцах может служить наличие внутри равноосных зерен деформационной субструктуры (субзерна, искаженные двойники отжига, повышенная плотность дислокаций). Такая субструктура формируется в рекристаллизованных зернах, образовавшихся на ранних стадиях деформации,

при ее продолжении.

Поэтому, чтобы установить, что структурные изменения связаны с собственно динамической рекристаллизацией, следует резко охлаждать образцы немедленно после деформации.

При горячей деформации бывает трудно металлографически отличить исходные зерна от рекристаллизованных, когда размер последних близок к размеру исходных.

Процессы динамической рекристаллизации во многом подобны процессам статической рекристаллизации, но имеют и отличия, связанные с наложением помимо температуры еще и деформации и напряжений. Целесообразно отметить следующие особенности динамической рекристаллизации [16]:

- Обычно считается, что прохождению динамической рекристаллизации соответствует тип диаграммы горячей деформации с «пиком» напряжения течения при переходе к установившейся стадии деформации, но это не всегда так. Необходим дополнительный структурный анализ. Только лишь осцилляцию напряжения течения на установившейся стадии деформации можно надежно считать проявлением процесса динамической рекристаллизации;

- Для начала динамической рекристаллизации необходима критическая деформация ε_c . Она соответствует деформации $< \varepsilon_{\max}$. Критическая степень деформации ε_c увеличивается с возрастанием скорости и понижением температуры деформации. Увеличение исходного размера зерна повышает ε_c . Считают, что при степени деформации $\varepsilon_{\text{уст}}$, соответствующей выходу напряжения течения на установившуюся стадию, материал рекристаллизован на 100 %. Но это справедливо только для мелкозернистых материалов. В общем случае кинетика динамической рекристаллизации зависит от температурно-скоростных условий деформации и величины исходного зерна конкретного материала, и рекристаллизация исходной структуры может продолжаться далеко на установившейся стадии (рисунок 1.7);

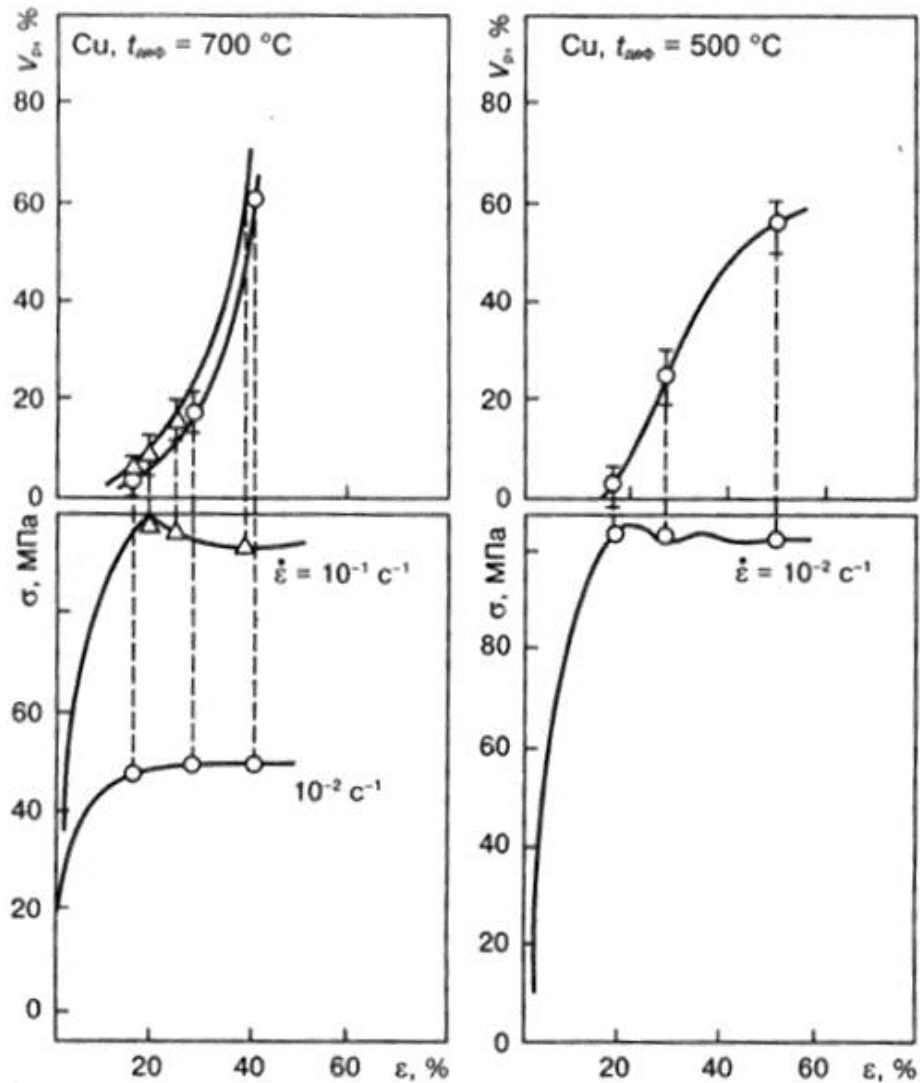


Рисунок 1.7 - Кинетика динамической рекристаллизации меди при высокотемпературной деформации сжатием [16]

Размер динамически рекристаллизованного зерна определяется напряжением течения:

$$\sigma = kD_R^{-m} \quad (m < 1, k = \text{const}), \quad (1.8)$$

и увеличивается с повышением температуры и уменьшением скорости деформации;

- Роста рекристаллизованного зерна под действием напряжения при горячей деформации не происходит, и средний размер динамически рекристаллизованного

зерна на установившейся стадии остается постоянным;

- Напряжение течения на установившейся стадии деформации и размер динамически рекристаллизованного зерна не зависят от величины исходного зерна. Исходное зерно влияет на кинетику динамической рекристаллизации, которая ускоряется в исходно-мелкозернистых материалах;

- Основной особенностью динамической рекристаллизации является ее циклический характер. Рекристаллизованное зерно на установившейся стадии вновь деформируется, проходит стадии горячего наклепа, динамической полигонизации и вновь рекристаллизуется, достигнув ϵ_c . Как следствие, в структуре имеются динамически рекристаллизованные зерна со структурой горячего наклепа и динамической полигонизации внутри зерна, а также только что рекристаллизованные с относительно малой плотностью свободных дислокаций;

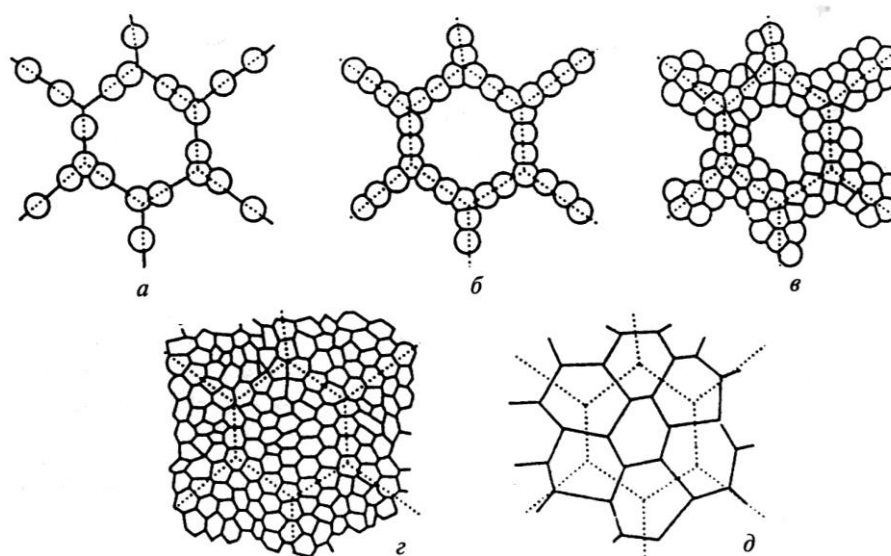


Рисунок 1.8 - Схема структурообразования в ходе динамической рекристаллизации [16]

а-г - большое исходное зерно; д - мелкое исходное зерно

- Механизм зарождения динамически рекристаллизованных зерен такой же, как при статической рекристаллизации. Зарождение часто идет по границам

исходных деформированных зерен, т. е. по механизму Бейли -Хирша. Сначала рекристаллизация идет по границам исходных зерен (рисунок 1.8а). Когда места зарождения по исходным границам исчерпаны (рисунок 1.8б), зарождение продолжается на границах новых динамически рекристаллизованных зерен (рисунок 1.8в), вплоть до полной рекристаллизации всего деформируемого объема материала (рисунок 1.8г). В случае небольшой разницы размеров исходного и динамически рекристаллизованного зерна все новые зерна появляются практически одновременно, так как достаточно мест зарождения на исходных деформированных границах зерен (рисунок 1.8д).

1.5 Факторы, влияющие на сопротивление деформации

Механические свойства твердого тела, к которым относятся: прочность, твердость, упругость, пластичность характеризуют способность металла сопротивляться различным действующим на него. Эти свойства определяются его внутренним строением. Однако на механические характеристики влияет много факторов, для оценки физических свойств, которые непосредственно характеризуют механическую прочность металлов, и предназначаются механические испытания материалов.

Характеристикой прочности материала при пластической деформации является сопротивление деформации, которое зависит от ряда факторов. С помощью науки о сопротивлении деформации изучают влияние условий (в том числе и термомеханических параметров) – температуры, степени и скорости деформации, которые необходимы для определения силовых параметров механического оборудования и установления наиболее производительного режима работы этого оборудования, а также для изучения механических свойств материалов.

Текущее значение сопротивления деформации σ_s , определяемое совместным влиянием процессов деформационного упрочнения и динамического

разупрочнения может быть представлено в общем виде как:

$$\sigma_s = \sigma_s(T, \bar{\varepsilon}, \dot{\varepsilon}, t, p, X), \quad (1.9)$$

где T – температура деформации; $\bar{\varepsilon}$ – степень деформации; $\dot{\varepsilon}$ – скорость деформации; p – гидростатическое давление; X – структурно-чувствительный параметр; t – время (обычно заменяют на $\dot{\varepsilon}(t)$ – закон развития деформации во времени).

Многие исследователи [13, 15, 20-22] посвятили свои работы выявлению влияния термомеханических параметров на сопротивление деформации. Эту зависимость исследовали как экспериментально, так и аналитически. Однако сложность процесса деформации металла и многозначная зависимость сопротивления деформации и др., привели к различным мнениям по этому вопросу.

В работах многих исследователей [13, 14, 20, 23-25], были выявлены основные факторы, влияющие на сопротивление деформации: температура, скорость и степень деформации. При этом было установлено, что наиболее важным фактором, определяющим сопротивление деформации, является температура.

Влияние температуры на сопротивление деформации

Температура деформации оказывает на напряжение течения наибольшее влияние, с повышением температуры деформации не только снижается уровень кривых течения, но и изменяется её характер.

В общем, чем выше температура, тем меньше сопротивление деформации. В рядах последних экспериментальных исследований показано, что в зависимости от температуры деформации может происходить, как динамическая полигонизация, так и динамическая рекристаллизация.

Влияние температуры на сопротивление деформации в большей степени проявляется у сплавов, чем у чистых металлов. При высоких температурах степень реагирования сплавов дает заметный эффект упрочнения из-за сдерживания развития процесса динамической рекристаллизации. Кроме того

примеси в сплавах тоже играют большую роль для того, чтобы повышать эффект упрочнения.

Для выражения влияния температуры T на сопротивление деформации σ_s используют зависимость по закону Н.С.Курнакова:

$$\sigma_s = \sigma'_s \cdot e^{-bT}, \quad (1.10)$$

где b – температурный коэффициент;

σ'_s – сопротивление деформации, экстраполированное до $0^\circ K$.

Приведенную зависимость иногда представляют в виде:

$$\sigma_s = \sigma_{пл} \cdot e^{b(T_{пл}-T)}, \quad (1.11)$$

где $\sigma_{пл}$ – сопротивление деформации экстраполированное до температуры плавления данного материала.

Экспериментальные кривые температурной зависимости сопротивления деформации $\sigma - T$ хорошо аппроксимируются экспоненциальной зависимостью указанных типов с различными значениями температурного коэффициента при фиксированных значениях скорости деформации и температуры испытания.

Для многих сплавов на кривых $\sigma - T$ наблюдаются точки перегиба, связанные с фазовыми превращениями, поэтому на разных участках кривые $\sigma - T$ имеют различные значения температурного коэффициента.

Анализ влияния температуры на сопротивление деформации сплавов на основе меди изложен во многих работах [16, 21, 23]. Отмечено, что медь и её сплавы при температурных испытаниях примерно $400^\circ C$ протекает процесс динамической рекристаллизации, и при температурах выше $700^\circ C$ упрочнение отсутствует. Эти температуры изменяются в зависимости от химических составов, предварительной деформации и других. Кривая, характеризующая зависимость временного сопротивления разрыву от степени деформации меди имеет плавный характер. Максимальное влияние на сопротивление деформации оказывает температура в интервалах $590 - 700^\circ C$ для сплава Л63 и $700 - 950^\circ C$ для меди М1 [26, 27].

Влияние степени деформации на сопротивление деформации

Степень и скорость деформации оказывают сложное влияние на пластичность и сопротивление металла деформированию. Причем это влияние зависит как от их значений, так и от состояния деформированного металла: горячее или холодное.

Степень и скорость деформации одновременно оказывают на металл и упрочняющее, и разупрочняющее действие.

С увеличением степени деформации, с одной стороны, увеличивается наклеп металла, а, следовательно, повышается и его сопротивление деформированию. Но, с другой стороны, увеличение степени деформации, интенсифицируя процесс рекристаллизации, ведет к разупрочнению металла и снижению его сопротивления деформированию.

Влияние скорости деформации на сопротивление деформации

Скорость деформации оказывает значительное влияние на сопротивление деформации σ_s . С увеличением скорости деформации уменьшается время протекания процесса рекристаллизации и, следовательно, увеличивается упрочнение. Однако с повышением скорости деформации увеличивается количество выделяющейся в металле в момент деформирования теплоты, которая не успевает рассеяться в окружающую среду и вызывает дополнительный разогрев металла. Увеличение же температуры сопровождается снижением сопротивления металла деформированию.

В силовых расчетах при прокатке и других видах обработки давлением важно знать изменение сопротивления деформации (обычно характеризуемого истинным пределом текучести) в зависимости от скорости деформации при различных температурах и степенях деформации.

Увеличение сопротивления деформации с ростом $\dot{\epsilon}$ хорошо согласуется с дислокационной теорией упрочнения и к общим факторам, повышающим σ_s с увеличением скорости, относятся:

- повышение плотности дислокации и точечных дефектов;

- увеличение сил внутреннего трения;
- уменьшение влияния тепловых флуктуаций;
- изменение механизма деформации.

Зависимость сопротивления деформации от скорости деформации при различных условиях обычно представляют в виде линейной, степенной или логарифмической зависимостей [23].

$$\begin{aligned}\sigma_S &= a \cdot \dot{\varepsilon}; & \sigma_S &= a \cdot \dot{\varepsilon}^n; & \frac{\sigma_S}{\sigma_0} &= (\dot{\varepsilon}/\dot{\varepsilon}_0)^n; \\ \sigma_S &= \sigma_0 \lg(\dot{\varepsilon}/\dot{\varepsilon}_0); & \sigma_S &= \sigma_0 + B \ln(\dot{\varepsilon}/\dot{\varepsilon}_0).\end{aligned}$$

В условиях работы современных производственных механизмов для деформации металлов скорости деформации могут изменяться в широких пределах (в несколько тысяч раз) при значительном изменении рабочих температур. В этих условиях изменения скорости и температуры становятся важными и связанными друг с другом факторами воздействия на свойства металлов. Поэтому более правильно рассматривать температурно-скоростные условия пластической деформации в совокупности.

Исследование влияния температуры на сопротивление деформации сплавов на основе меди изложено во многих работах. Например для сплава БрОЦ4-3 при увеличении скорости деформации от $0,05 \text{ с}^{-1}$ до 10 с^{-1} (т.е. в 200 раз) сопротивление деформации понижается от 44,1 до 132,3 МПа (т.е. в 3 раза). Исследования на растяжение и сжатие образцов из медных сплавов в широком диапазоне скоростей деформации показали существенную разницу в механических свойствах [28].

Совместное влияние температуры и скорости деформации

Температурно-скоростные параметры оказывают на величину взаимосвязанное влияние, и поэтому их следует рассматривать совместно. Это лучше всего осуществлять, применяя параметр Зенера-Холломоны [13]:

$$\sigma_S|_{\dot{\varepsilon}=\text{const}} = f(Z) = f\left[\dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right)\right], \quad (1.12)$$

где Z – параметр Зенера-Холломоны;

T – температура деформации;

R – универсальная газовая постоянная;

Q – кажущаяся энергия активации.

Температура и скорость деформации меняют не только уровень кривых течения, но и их характер, поскольку меняется взаимодействие процессов упрочнения-разупрочнения, проходящих в металле при данных условиях деформирования.

Влияние физико-химических факторов на сопротивление деформации

Сопротивление деформации в значительной степени зависит от их химического состава. Влияние легирующих элементов и примесей на механизм горячей деформации и характер процессов упрочнения – разупрочнения сплавов сложно и связано с изменением энергии дефектов упаковки и активации диффузионных процессов. Упрочнение сплавов при горячей деформации может происходить, вследствие измельчения субструктуры, повышения плотности дислокаций, выделения высокопрочных соединений типа нитридов, карбидов и карбонитридов. С уменьшением энергии дефектов упаковки затрудняется поперечное скольжение, уменьшается степень деформации, необходимая для начала процессов динамического разупрочнения.

Обычно упрочняющий эффект от наличия примесей в металле приводит к потере запаса пластичности и уменьшению деформируемости основного материала.

Размер исходного зерна тоже оказывает влияние на кривую течения. У крупнозернистого поликристалла больше возможностей для сдвиговых процессов, чем у мелкозернистого и для металлов и сплавов с уменьшением размера исходного зерна повышается сопротивление деформации.

Кроме того факторы, как характер развития деформации во времени, неравномерности температуры, степени и скорости деформации, динамические эффекты и другие тоже оказывают влияние на сопротивление деформации. Эти факторы наряду с температурой, степенью, скоростью деформации одновременно влияют на сопротивление деформации. Большое число определяющих параметров, а также сложность их совместного влияния являются основной

трудностью для того, чтобы создать аналитические выражения для определения сопротивления деформации.

1.6 Методы пластометрических исследований

В обширном экспериментальном материале, посвященном исследованиям реологических свойств и сплавов, наиболее значимую роль играют пластометрические исследования, проводимые на кулачковых и торсионных пластометрах. Установки подобного типа позволяют исследовать реологические свойства деформируемых материалов не только в широком диапазоне термомеханических параметров, но и по различным законам развития деформации во времени. Это дает возможность моделировать реальные процессы обработки металлов давлением (прокатку, прессование, ковку и др.).

В настоящее время нет единого мнения о справедливости гипотезы существования обобщенной кривой течения различных материалов, не зависящей от вида напряженного состояния. Гипотеза «единой» кривой, выдвинутая в начале века Людвигом, неоднократно получала подтверждение в экспериментальных исследованиях. Однако многие авторы не менее убедительно доказывали ее неточность. Результаты пластометрических исследований, проведенных в последние годы, подтверждают, что метод испытаний (растяжение, сжатие, кручение) все же оказывает влияние как на уровень, так и на характер кривых течения металлов и сплавов [13].

Методы испытаний при пластометрических исследованиях

Испытание на растяжение является одним из распространенных. В целом, при испытаниях на растяжение есть много преимуществ перед остальными методами испытаний: простота испытаний, изготовления образцов, пересчета экспериментальных данных в прочностные и пластические характеристики металла. Действительно, в области равномерного удлинения просто получают кривые течения, так как при одноосном напряженном состоянии главное напряжение равно сопротивлению деформации, легко определяются

относительное удлинение δ , % и относительное сужение ψ , %. Однако, при данном виде испытаний равномерное относительное удлинение $\delta_{\text{равн}}$ редко достигает 30-40 % даже в условиях горячей деформации. Для малопластичных материалов эта величина обычно не превышает 10-15 %, еще ниже $\delta_{\text{равн}}$ для большинства металлов и сплавов в условиях теплой и холодной деформации.

Несмотря на простоту и отработанность методики экспериментирования, испытание на растяжение обладает рядом недостатков. Главный недостаток такого метода испытаний в том, что наблюдается нестабильность течения металла. На рабочей части образца образуется сначала сосредоточенная, а затем и локализованная деформация в виде шейки. К моменту образования на образце шейки процесс одноосного растяжения становится неустойчивым, напряженное состояние значительно отклоняется от одноосного. Для многих металлов и сплавов образование шейки начинается уже при сравнительно небольшой деформации.

Другим видом испытаний, широко используемых при определении реологических характеристик, позволяющим осуществлять деформацию до значительно больших величин, чем при растяжении, является метод испытаний на сжатие - осадка цилиндрических и плоских образцов. Основным достоинством данного метода является то, что возможно достижение высоких степеней деформации, особенно при плоском сжатии, и схожесть схемы деформации с основными процессами ОМД. К недостаткам такого метода можно отнести: заметный градиент величины деформации по высоте и сечению образцов; определяющее влияние контактных сил трения на характер течения; трудности в подборе смазки, и, как следствие, неравномерность течения металла.

При испытаниях на сжатие локализация деформации проявляется в виде областей локально-деформированного металла по плоскостям максимального скольжения в виде так называемого «кузнечного креста».

Большие деформации удается получить и при скручивании сплошных образцов. Преимуществами этого метода являются возможности по моделированию процессов дробной деформации гораздо шире, чем при других

видах испытаний, получения кривых течения в области значительных деформаций ($\bar{\epsilon} > 2$). Схема напряженно-деформированного состояния неизменна в процессе нагружения. Однако процесс локализации деформации все же искажает условие «чистого» сдвига и наблюдается в виде осевой, поперечной и винтовой неравномерностей течения [13, 21, 29].

Испытательные машины

При исследовании реологических свойств металлов и сплавов применяются различные методы испытаний, в каждом из которых выявляются лишь отдельные качества металла, характерные для данного метода. Применительно к условиям процессов обработки металлов давлением для исследования прочностных и пластических характеристик деформируемых материалов применяются различные методы кратковременных механических испытаний и технологические пробы. Кроме описанных методов испытаний на растяжение, сжатие и кручение, при исследовании реологических характеристик металлов применяются и другие виды испытаний: на изгиб, на ударную вязкость, на статическую и динамическую твердость при сложном напряженном состоянии, в условиях высокого давления, при сверхвысоких скоростях и др. [13].

Для проведения испытаний данных видов применяются самые разнообразные испытательные машины, в том числе:

- разрывные и универсальные испытательные машины;
- испытательные прессы и копры;
- установки для ударных испытаний;
- установки для сложноподвиженного состояния;
- машины для циклических и знакопеременных испытаний;
- приборы измерения твердости и микротвердости;
- установки высокого давления.

За последние 30-35 лет основной объем исследований реологических свойств металлов и сплавов применительно к процессам ОМД был проведен на кулачковых и торсионных пластометрах различных конструкций.

В настоящее время применяется много испытательных машин для проведения исследования реологических свойств металлов и сплавов, но самыми распространёнными являются кулачковые и торсионные пластометры.

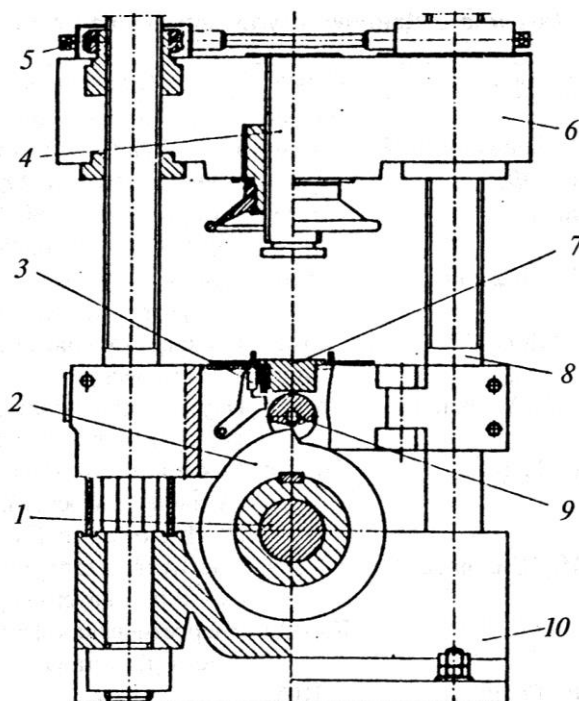


Рисунок 1.9 – Схема кулачкового пластометра конструкции Бала – Чайка (Польша) [13]

- 1 – вал пластометра; 2 – диск с рабочим кулачком; 3 – фиксатор бойка;
 4 – регулируемый винт верхнего бойка; 5 – привод верхней траверсы;
 6 – верхняя траверса; 7 – активный нижний боек; 8 – колонны;
 9 – промежуточный вал; 10 – станина

Первая испытательная машина типа кулачкового пластометра создана в начале 50-х годов 20-го века по проекту Орована и Лоза. На данном пластометре сначала П. Кук, а затем ряд других английских ученых провели первые пластометрические исследования [23]. Одним из первых кулачковых пластометров является также установка, созданная польскими учеными S. Bala и E. Czajka (рисунок 1.9).

В Советском Союзе первая установка типа кулачкового пластометра подробно описана в работе В.И. Зюзина, М.Я. Мельникова. Конструкция пластометра позволяла проводить испытания как на сжатие, так и на растяжение

по закону нагружения, соответствующего условиям горячей прокатки. Заслуживают также внимания конструкции кулачковых пластометров Г.Г. Тюленева, Л.В. Андреюка, А.П. Смолина и др. Высокой надежностью обладала установка, созданная по проекту Л.А. Быкова и А.В. Третьякова на Уралмашзаводе. Данный пластометр был изготовлен в двух экземплярах, один из них был установлен в Московском институте стали и сплавов МИСиС (рисунок 1.10).

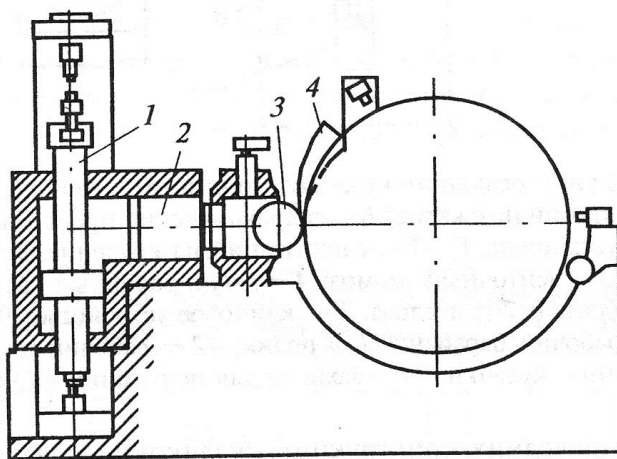


Рисунок 1.10 - Схема кулачкового пластометра конструкции УЗТМ [13]

- 1 - шток гидромеханизма; 2 - плунжер;
3 - ролик плунжера; 4 - рабочий кулачок

С 1967г в МИСиС на данном пластометре проведен широкий круг исследований реологических свойств сталей, цветных металлов и сплавов (более 350 марок).

Для испытания на кручение применяются установки самых разнообразных конструкций. Первые такие установки создавали в основном на базе крупных токарных станков для высокотемпературных испытаний на кручение. В конце 60-х годов были проведены первые пластометрические испытания на торсионном пластометре. Первая серийная установка типа торсионного пластометра была создана польскими специалистами по разработкам Института металлургии железа (г. Гливице). Схема данного пластометра марки НР-А(PS-A/78) приведена на рисунке 1.11.

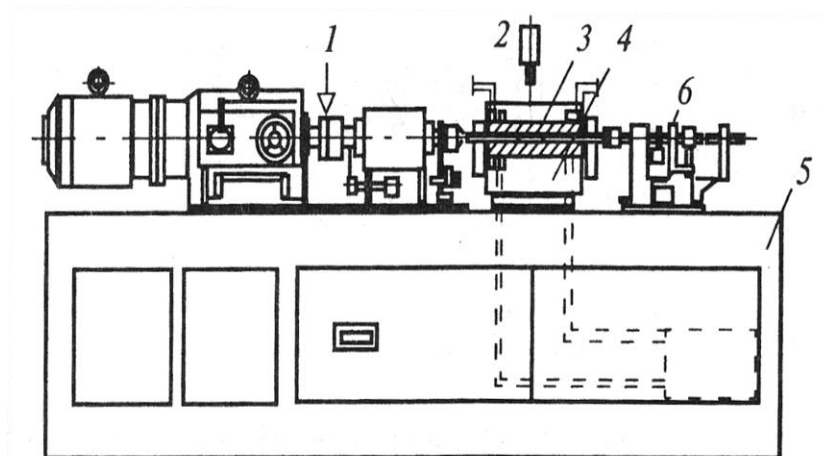


Рисунок 1.11 – Торсионный пластометр модели PS-A/78, установленный в IMZ (Польша):

1 – система управления параметрами испытаний; 2 – пирометр; 3 – образец в герметичной камере; 4 – муфельная электропечь; 5 – станина; 6 – система тензометрической записи

К серийным торсионным пластометрам относятся модели системы «Setaram» и ТС-01 (Франция), которые применяются в целом ряде стран. В МИСиС в течение последних лет находится в эксплуатации автоматизированная пластометрическая установка конструкции МИСиС – НИИПТмаш, на которой проведен широкий круг пластометрических испытаний на кручение металлов и сплавов (рисунок 1.12).

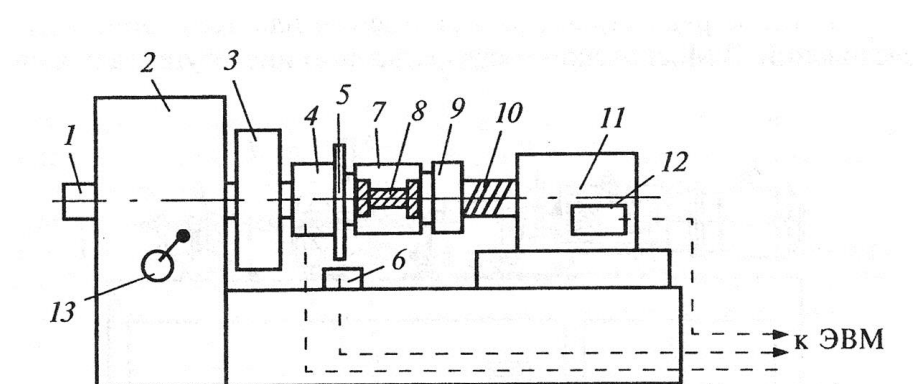


Рисунок 1.12 - Схема пластометрической установки АПУ конструкции МИСиС – НИИПТмаш [13]

1- вал пластометра; 2 - станина; 3 - маховик; 4 - электромагнитная муфта; 5- зубчатое колесо; 6- фотодатчик ДФ-3; 7- муфельная электропечь; 8- образец; 9- неподвижный захват; 10- месдоза; 11 - задняя бабка; 12 - предусилитель сигнала; 13 - переключатель передач редуктора



Рисунок 1.13 – Комплекс Gleeble 3800



Рисунок 1.14 - Закально-деформационный дилатометр DIL-805A/D

Дальнейшее развитие и совершенствование конструкции пластометров происходит на базе применения сервогидравлического привода с управлением от ЭВМ. Это позволяет расширить диапазон скорости деформации испытаний до 400 с^{-1} и более, моделировать дробное нагружение с циклом, фиксировать температуры фазовых изменений при нагреве и охлаждении образца, образцы нагреваются с помощью индуктора и так далее (рисунки 1.13, 1.14). Эти комплексы позволяют при минимальных затратах времени и материальных ресурсов получить информацию о поведении металла и изменении его механических свойств в процессе прокатки,ковки,экструзии,литья,сварки и др., что важно при разработке новых или корректировки уже существующих технологий

Основы выбора метода пластометрических испытаний

Выбор метода пластометрических испытаний зависит от многих факторов, поскольку каждый метод имеет свои преимущества и недостатки. Выбор вида испытаний определяется теми задачами, которые стоят перед исследователем при проведении пластометрических испытаний. Так, если стоит задача по проведению испытаний с дробным нагружением с целью моделирования непрерывной или реверсивной прокатки, процесса ковки или штамповки, то предпочтение следует отдать методу плоской прокатки или кручению. Эти методы также хорошо моделируют процесс прессования, т.е. когда особенно значительна степеней деформации (таблица 1.2).

Кроме того при выборе вида пластометрических испытаний следует также учитывать сложность изготовления образцов, эксплуатационные параметры и металлоемкость установок и другие характеристики.

Таблица 1.2 - Сравнительная характеристика различных методов пластометрических испытаний [13]

Характеристика	Метод исследования			
	Сжатие	Плоское сжатие	Растяжение	Кручение
$\bar{\varepsilon}$	До 1,0	До 2,0	До 0,5	До ≥ 3
$\dot{\varepsilon}$, с^{-1}	До 200	До 300	До 100	10-20
Оценка деформируемости	Средняя	Средняя	Хорошая	Очень хорошая
Влияние динамической погрешности	Существенно	Наименее существенно	Наиболее существенно	Существенно
Возможность моделирования процессов ОМД	Средняя	Хорошая	Наихудшая	Хорошая
Близость схемы σ - ε состояния к процессам ОМД	Хорошая	Хорошая	Ограниченная	Ограниченная
Условия для фиксации структуры металла	Средние	Средние	Наихудшие	Хорошие
Возможность управления экспериментом от ЭВМ	Хорошая	Очень хорошая	Средняя	Очень хорошая
Сложности трудоемкость изготовления образцов	Простые условия	Простые условия только для листовых заготовок	Сложные условия	Особо сложные условия для трубчатых образцов
Сложность и металлоемкость конструкции, энергопотребление	Сложные условия	Особо сложные условия	Сложные условия	Наиболее простые условия

1.7 Явление атермического разупрочнения (ЯАР)

Природа явления разупрочнения

При холодной деформации металлических материалов, когда условия постоянны на протяжении всего процесса деформирования, а температура мала по сравнению с температурой рекристаллизации материала, наблюдается непрерывное упрочнение металла с ростом степени деформации. Однако в мировой литературе отмечено, что при холодной деформации металлов при определенных для каждого материала условиях степень упрочнения металла изменяется, а в некоторых случаях металл даже разупрочняется.

Еще в начале 20-го века О.В. Эллис одним из первых исследовал зависимость свойств латуни и сплава $\text{Cu}+20\% \text{Ni}$ от степени деформации при прокатке [30]. Он определил область, в которой с увеличением степени деформации твердость не изменялась. Чуть позднее подробное исследование критических областей деформации с исследованием различных методов провел Ф. Джонсон [31, 32] при холодной прокатке меди. На основе анализа изменения твердости по Бринеллю и Шору, временного сопротивления разрыву и плотности металла в зависимости от степени деформации он выявил три критические степени деформации: 30-40, 60 и 80 %. Сравнение результатов измерения твердости поверхности прокатных образцов с результатами измерения по продольному срезу показало, что местоположение критических областей зависит от выбора поверхности образца.

Ф. Джонсоном было проведено исследование зависимости свойств от степени деформации после отжига при 200, 250 и 750 °С. Полученные данные показали, что последеформационный отжиг приводит к исчезновению этих критических областей.

В СССР этот эффект Н.П. Бахметьевым [33] был назван явлением атермического разупрочнения (ЯАР) и основные результаты этого исследования были опубликованы в 30-х годах прошлого века.

В эти же годы Н.Н. Давиденко и В.Н. Бугаков [34] для меди, латуни, бронзы и сплавов меди с 20 % никеля и 6 % алюминия отметили немонотонные изменение свойств при 30-40 % холодной деформации. Изучение структуры этих сплавов показало, что по мере приближения к критическим степеням деформации заметно увеличиваются количество линий скольжения и зерна становятся вытянутыми.

В.А. Вуд и другие при проведении рентгеновских исследованиях [35, 36] деформированных в холодном состоянии металлов отметил, что при определенных степенях деформации уменьшается ширина рентгеновских линий.

Систематические исследования Е. Донгеза в 50-е годы по изменению свойств от степени деформации при холодной прокатке и волочении меди, серебра, никеля, железа и других материалов показали, что для каждого материала существует несколько критических степеней деформации. В работе [37] было отмечено, что с уменьшением единичных обжатий за проход свойства в критических областях изменяются более значительно.

В этой же работе и представлены интересные результаты при исследовании серебра различной чистоты. С увеличением чистоты материала критические области смещаются в сторону меньших степеней деформации. Кроме того, увеличение содержания примесей приводит к более заметному изменению твердости в критических областях.

Так же в 50-е годы П.В. Бриджменом [38] отмечено, что разупрочнение в ходе деформации наблюдается не только при прокатке и волочении, но и при растяжении. При больших суммарных деформациях никеля, молибдена и вольфрама наступает момент, когда последующая деформация приводит не к упрочнению, а к разупрочнению.

Систематическое исследование физической природы ЯАР выполнено в СССР в 70-е годы Я.Д. Вишняковым и др. [39-42] на никеле (НО, Н1 и НП2) сплавах никеля с кобальтом, меди, стали 08кп и армко-железа. Был применен рентгеноструктурный анализ, световая микроскопия, количественные методы электронной микроскопии на просвет, измерение твердость и испытания на

растяжение. Было установлено, что при определенных для каждого исследованного сплава степенях деформации наблюдается нарушение монотонности изменения свойств с ростом суммарной степени деформации. В частности, при прокатке меди довольно четкие минимумы на зависимостях свойств от степени деформации наблюдаются при 40, 60, 70-75 и 90 % деформации [42].

При исследовании никеля Н1 Я.Д. Вишняковым показано, что величина энергии активации процесса, происходящих в критических областях, составляет 8 -16 кДж/моль, т.е. ЯАР имеет дислокационный характер. Было показано, что немонотонное изменение свойств в критических областях объясняется увеличением среднего размера дислокационных ячеек, а также увеличением размера ячеек в определенных кристаллографических направлениях (появление вытянутых образований).

Анализ дислокационной структуры (выполненный под руководством А.В. Зиновьева) образцов меди (99,99 % Cu), прокатанных со степенями деформации от 25 до 90 % позволил установить, что в меди при критических степенях деформации перестройка дислокационной структуры приводит к изменению размера вытянутых дислокационных образований, в то время как размер равноосных ячеек практически не изменяется. Если в никеле [42] при степени деформации больше критической наблюдается процесс «разрушения» вытянутых дислокационных образований и структура состоит в основном из равноосных ячеек, то в меди вытянутые образования являются более стабильными и сохраняются при всех степенях деформации от 50 до 90 %. Авторы объясняют это тем, что вытянутые образования в меди имеют более толстые, а, следовательно, и более устойчивые, чем в никеле границы. Сравнение результатов исследования структуры меди и никеля [43, 44] показывает, что в металлах с ГЦК структурой при критических степенях деформации под действием напряжений происходит радикальная дислокационная перестройка. Причем в результате перестройки может меняться как средний размер равноосных ячеек, так и величина вытянутых дислокационных образований.

Для никеля и меди на основании исследований показано, что изменение температуры деформации от 293 до 77К не оказывает существенного влияния на местоположение критических степеней деформации, а также на характер изменения свойств в областях проявления данного эффекта [44]. Изменение величины исходного зерна в никеле от 90 до 12 мкм приводит к смещению критических степеней деформации в сторону меньших значений и к более резкому изменению свойств в областях проявления ЯАР [41].

В работе Я.Д. Вишнякова [44] показано, что местоположение областей проявления данного эффекта зависит от направления, в котором проводится измерение свойств, что подтверждает предположение о связях ЯАР с уровнем внешних и внутренних напряжений. Из этих экспериментальных данных следует, что ранее всего ЯАР проявляется в направлении действия максимальных касательных напряжений.

В.П. Полухин, Я.Д. Вишняков, В.К. Потемкин и др. [45-48] были выполнены исследования ЯАР на сталях 08кп и 08Ю. Анализ их результатов исследования стабильности механических свойств свидетельствует о том, что дисперсия свойств при критических степенях деформации (52 и 66 %) резко возрастает. В областях немоного изменения механических свойств обнаружено [47] существенное изменение текстуры, сопровождающееся ослаблением основных и особенно октаэдрических компонентов. Исследования структуры и механических свойств стали 08кп после рекристаллизационного отжига свидетельствует о том, что неоднородность свойств, сформировавшаяся в процессе холодной деформации, наследуется и в рекристаллизованном состоянии.

Аналогичные результаты при исследовании качества холоднокатаных полос из малоуглеродистой стали были получены непосредственно в условиях Череповецкого и Новолипецкого металлургических комбинатов [46-49].

Представляет теоретический, а также практический интерес изучение влияния температуры деформации на характеристики ЯАР. Это имеет важное значение для выяснения, насколько сильно оказывает влияние на ЯАР термическая активация процессов релаксации напряжений, а также как протекает

возврат в процессе пластической деформации при критических степенях деформации. Это важно исследовать, так что как А.В. Буровым, С.Д. Шевелкиным и др. [50] было показано, что при больших скоростях прокатки и высоких степенях деформации температура полос меди в очаге деформации может достигать значительных величин (до 200 °С), а температура начала рекристаллизации меди по данным исследования начинается со 130 и даже 90 °С. Применительно к деформации никеля и меди Я.Д. Вишняковым [44] показано, что местоположение критических степеней деформации практически зависит от температуры деформации, т.е. разупрочнение происходит в процессе холодной пластической деформации под воздействием напряжений.

Приведенный анализ литературных данных свидетельствует о том, что за достаточно длительный период времени 20 века выполнены исследования по ЯАР на относительно малой группе сплавов. Эти разрозненные результаты не использованы на практике для совершенствования технологических процессов ОМД с целью стабилизации механических свойств холоднокатаных листов, полос и лент. Только в конце 70-х годов в МИСиС были выполнены новые исследования по изучению протекания ЯАР в сплавах на основе меди [39, 51-57]: М1; Л90; Л72; Л63; ЛС59-1; ЛО90-1; БрОФ0,5-0,15; БрКМц3-1; БрОЦ4-3; БрОЦС4-4-2,5; БрБ2; МНЦ15-20, МН19; НМЖМц28-2,5-1,5.

Исходной заготовкой для холодной прокатки [43] служили горячекатаные и холоднокатаные (после отжига) полосы вышеперечисленных сплавов толщиной 4,0-12,0 мм и шириной 600-650 мм, произведенные на Балхашском заводе ОЦМ. Оценка однородности механических свойств горячекатаных заготовок показала, что значения временного сопротивления разрыву, относительного удлинения и твердости одинаковы по длине и ширине исследуемых полос. В соответствии с этими данными механические свойства горяче- и холоднокатаных заготовок были приняты в качестве условно-постоянного фактора.

Эти исследования на меди и ее сплавах проводили в лабораториях МИСиС и непосредственно производственных условиях Балхашского завода ОЦМ. В лабораторных условиях холодную прокатку проводили на двухвалковом стане

150x300 мм с цилиндрическими валками без натяжения и применения технологических смазок при скорости прокатки 0,3 м/с. В промышленных условиях прокатку вели на реверсивном двухвалковом стане 450x800 мм без натяжения с применением технологических смазок (керосин, машинное и веретенное масла) и без смазки при скорости 0,5 м/с. Относительно низкие скорости прокатки в промышленных условиях определились техническим уровнем основного оборудования Балхашского завода и дают возможность иметь в лабораторных и заводских условиях сопоставимые результаты. Как показали экспериментальные измерения, температура металла при холодной прокатке образцов в режиме листовой прокатки не превышала 50 °С.

В результате в холоднокатаном состоянии [53, 57, 58] были получены образцы с переменным суммарным обжатием от 5 до 98 % с шагом деформации 2-5 %. Отбор образцов сплавов на основе меди для оценки изменения механических свойств в деформированном отожженном состоянии проводили вдоль направления прокатки из участка полос, прокатанных в установившейся стадии процесса прокатки. В деформированном и отожженном состоянии определили твердость по Виккерсу (HV) и Роквеллу (HRB), микротвердость (H_μ), временное сопротивление разрыву σ_B , относительное удлинение (δ), величину зерна после рекристаллизационного отжига, проводили рентгеноструктурный анализ.

Влияние технологических параметров деформации на развитие ЯАР

С точки зрения рассмотрения влияния технологических параметров обработки металлов давлением на развитие ЯАР можно отметить только работы выполненные в МИСиС для сплава на основе меди, на пример [43, 53, 57] применительно к сортаменту прокатной продукции Балхашского завода ОЦМ. В результате проведения многочисленных исследований в заводских и лабораторных условиях с использованием данных механических испытаний и рентгеновского анализа. В указанных выше работах были приведены данные о влиянии технологических параметров холодной прокатки на проявление ЯАР.

Так для изучения влияния технологических смазок на проявление атермического разупрочнения при холодной прокатке образцы с переменным суммарным обжатием из сплавов на основе меди прокатывали с применением технологических смазок и без смазки. Анализ полученных результатов позволил авторам сделать вывод о том, что применение технологических смазок при холодной прокатке полос не приводит к смещению областей деформации, в которых проявляется атермическое разупрочнение, и не оказывает влияния на интенсивность изменения механических свойств сплавов в этих областях.

Для исследования влияния дробности деформации на ЯАР [51] образцы из сплавов на основе меди с необходимыми суммарными обжатиями получали за разное число проходов – от 1 до 50. Измерение механических свойств (Hц, HV, HRB) при этом проводили с поверхности, перпендикулярной направлению прокатки. Для устранения влияния неравномерности деформации, производили усреднение свойств по всему сечению образцов. Результаты исследования показали, что изменение дробности деформации не приводит к смещению областей проявления ЯАР. Однако интенсивность изменения свойств в этих областях при увеличении дробности деформации возрастает.

Местоположение областей проявления ЯАР, определенных при измерении механических свойств на поверхности и в центральных слоях образцов, неодинаково в зависимости от дробности деформации. При прокатке за один проход немонотонное изменение свойств в центральных слоях обнаруживается при меньших степенях деформации, чем оно наблюдается в поверхностных слоях. А при дробной деформации, наоборот, немонотонное изменение свойств в центральных слоях обнаруживается при больших степенях деформации и наблюдается в поверхностных слоях. Это объясняется неравномерностью распределения деформации по высоте сечения в зависимости от дробности деформации.

При производстве холоднокатаных полос и лент предусматривают промежуточные рекристаллизационные отжиги, число которых определяется конкретными условиями производства. Следовательно, изучение влияния

промежуточного и окончательного рекристаллизационного отжига на протекание ЯАР в указанных сплавах представляет собой не только научный, но и практический интерес. В работах, опубликованных сотрудниками МИСиС [43, 53, 57] эти исследования выполнены на образцах сплава Л63. Анализ зависимости результатов измерения механических свойств отожженных полос от степени предварительной деформации показал аномальные изменения этих свойств при степенях деформации равных критическим. Величина областей немонотонного изменения твердости и микротвердости от степени деформации приблизительно соответствует величине этих областей, полученных при холодной прокатке. Однако, изменение величины твердости (HRB, HV) и микротвердости в этих областях отличается от ранее полученных данных. Значения величин твердости и микротвердости при критических степенях деформации образуют максимумы, а не минимумы, как это было ранее.

Увеличение структурной неоднородности приводит к повышению нестабильности механических свойств при данных обжатиях. Полученные результаты позволяют сделать вывод о том, что неоднородность структуры и механических свойств, сформировавшаяся в процессе холодной прокатки в областях проявления ЯАР, наследуется и в рекристаллизованном состоянии.

Полученные в работах [43, 53, 57] зависимости позволили сделать вывод о том, что проявление ЯАР при дальнейшей холодной прокатке наблюдается при тех же значениях суммарной степени деформации, что были определены ранее. Величина областей проявления ЯАР и интенсивность изменения свойств в этих областях не зависит от величины холодной деформации, осуществленной перед промежуточным рекристаллизационным отжигом.

Влияние температурно-скоростных параметров холодной прокатки на проявления ЯАР в промышленных условиях было выполнено на комбинированном стане 630-160/630 x 630 мм при прокатке двух укрупненных рулонов бронзы БрОЦ4-3 с применением эмульсии на основе пасты СП-3 [57]. Холодная прокатка проводилась с обжатием от 0 до 90 % варьированием степени обжатия по длине полос с шагом 2- 5 %. При прокатке фиксировали температуру

полосы, усилие и скорость прокатки. Полученные результаты свидетельствовали о том, что в очаге деформации температура металла составляет 100 – 170 °С, усилие прокатки при этом изменялось в пределах 0,75 – 1,4 МН, а скорость прокатки 0,3 – 2,5 м/с.

Это исследование, выполненное в промышленных условиях [57], подтвердило, что температурные условия в очаге деформации (температура ниже температуры рекристаллизации) не влияют на проявления атермического разупрочнения и результаты лабораторных экспериментов могут быть прямо перенесены в промышленное производство.

Таблица 1.3 - Относительные обжатия для немонотонного изменения свойств сплава при холодной прокатке

Сплав	Обжатия, % в областях атермического разупрочнения				
	I	II	III	IV	V
М1	35-43	56-65	70-76	85-90	-
Л90	34-41	51-59	72-81	88-94	-
Л80	30-38	48-57	65-75	82-88	-
Л72	17-22	28-38	46-57	68-76	86-90
Л63	27-38	49-58	70-78	82-88	-
ЛС59-1	18-25	32-38	52-58	-	-
Л090-1	16-23	35-44	54-64	73-98	88-93
БрОФ6,5-0,15	26-35	49-57	68-75	82-92	-
БрКМц3-1	27-36	49-58	70-78	86-92	-
БрОЦ4-3	18-24	37-48	59-66	76-86	-
БрОЦС4-4-2,5	10-22	33-42	51-55	-	-
БрБ2	35-45	48-55	60-65	75-78	-
БрАМц9-2	17-32	37-47	50-65	70-75	-
МНЦ15-20	31-42	50-61	69-76	86-95	-

Сплав	Обжатия, % в областях атермического разупрочнения				
	I	II	III	IV	V
МН19	23-31	48-58	68-76	-	-
НМЖМц28-2,5-1%	22-33	37-55	67-80	87-93	-

На основании обобщений результатов лабораторных и промышленных исследований изменения механических характеристик сплавов на основе меди [51, 53, 57] авторы исследований из МИСиС определили интервалы областей относительных обжатий немонотонного изменения свойств при холодной прокатке (таблица 1.3).

Выполненные ранее исследования свидетельствуют, что протекания атермического разупрочнения в сплавах на основе меди оказывает существенное влияние на структуру, величину и стабильность свойств деформированных и отожженных сплавов. Это позволило сформулировать вывод, что при разработке режимов холодной прокатки сплавов величину суммарного обжатия целесообразно выбирать таким образом, чтобы она не соответствовала областям проявления атермического разупрочнения.

Практика стабилизации механических свойств холоднокатаных полос

Одним из важных показателей качества холоднокатаной листовой продукции является величина и стабильность механических свойств. В настоящее время в литературе нет четких рекомендаций по выбору рациональных (с точки зрения качества полос) режимов холодной прокатки. Имеется только ряд результатов разрозненных исследований по вопросу выбора оптимальной величины суммарного обжатия при холодной прокатке стальных полос [48-50], в которых не учитывается ЯАР, приводящее к возрастанию нестабильности механических свойств прокатываемых материалов.

Полученные из экспериментов [51] механические характеристики дают оценку физическим свойствам металлов только с определенной степенью точности и надежности, зависящей от многих факторов. Величина механических

свойств может изменяться при повторных испытаниях образцов в идентичных условиях, что обуславливается микро- и макронеоднородностью материала. Повысить точность оценки свойств полос и лент можно путем применения статистической обработки результатов механических испытаний, которая позволяет определить механические свойства материала с заданной точностью и надежностью.

Эффективным средством использования ЯАР в практике холодной прокатки является получение материалов с регламентированными свойствами и структурой, так как в областях немонотонного изменения свойств как деформированных, так и оттоженных материалов. В последнее время у потребителей проката из медных сплавов возрастает потребность в получении металлопродукции с заданными свойствами и структурой по всему объему изделия. В литературе [44] отмечается, что пренебрежение ЯАР, даже при условии применения самых совершенных технологических схем и современного оборудования, не позволяет получать продукцию со стабильными механическими свойствами.

В работе [51] представлен принцип использования ЯАР на примере производства полос сплава БрОЦ4-3. Здесь в качестве прототипа используется один из многих вариантов технологии производства холоднокатаных полос сплава БрОЦ4-3 на одном из заводов ОЦМ размером 0,3x100 мм в мягком состоянии. Горячекатаную заготовку после фрезерования толщиной 11,0 мм прокатывали на стане холодной прокатки на две стадии с применением промежуточного и окончательного отжигов. Первую холодную прокатку до промежуточного отжига осуществляли с 11,0 на 4,0 мм с относительной суммарной степенью деформации 64 %, а после отжига с 4,0 на 0,8 мм- 80 %. По мнению авторов, недостатком этой технологии является то, что в холоднокатаной продукции, изготовленной таким образом, наблюдается большой разброс механических свойств. Это приводит к тому, что отдельные значения механических свойств выходят за границы интервала механических свойств, который устанавливает ГОСТ 1761-79, и что, как следствие, приводит к

увеличению брака по механическим свойствам. Кроме того, большой разброс значений механических свойств отрицательно сказывается на качестве продукции машиностроительных заводов, где детали из сплава БрОЦ4-4 получают, как правило, методом штамповки из холоднокатаной ленты.

В целях повышения качества получаемой ленты за счет уменьшения уровня, разброса механических свойств в соответствии с предлагаемой технологией прокатку до промежуточного отжига осуществляют с суммарным относительным обжатием 49 – 58 %, а после отжига – 68-75 %.

Разброс механических свойств авторы оценивали по величине дисперсии. Предложенная технология прокатки сплава БрОЦ4-3 позволяет получать ленты, у которой разброс механических свойств значительно меньше, чем у ленты, полученной по заводской технологии. Так, дисперсия условного предела текучести ($S_{\sigma_{0,2}}^2$) уменьшается в 1,3-1,8 раз, дисперсия временного сопротивления разрыву ($S_{\sigma_B}^2$) уменьшается в 4-10 раз, дисперсия твердости по Роквеллу (S_{HRB}^2) в 1,4 – 7,6 раз, дисперсия микротвердости ($S_{H_{\mu}}^2$) в 2-8 раз. Следовательно, повышается качество ленты, так как одним из основных показателей качества холоднокатаной листовой продукции является величина и стабильность механических свойств. Подтверждением выше сказанного являются авторские свидетельства на эту тему [58-60].

1.8 Постановка задач исследований

Из представленного в работе литературного обзора следует, что 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.

Исходя из целесообразности проверки и подтверждения научных данных, опубликованных в 20 веке и необходимости получения 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 конкретного химического состава и анализ их зависимости от скоростных параметров процесса горячей реверсивной прокатки.
3. Создание на основе новой экспериментальной информации формул для расчета зависимости сопротивления деформации от температурно-скоростных условий процессов горячей деформации указанных сплавов.
4. Изучение эволюции структуры латуней Л90, Л68 и Л63 для подтверждения результатов исследований сопротивления деформации в исследованном температурно-скоростном диапазоне горячей деформации
5. Подтверждение для латуней Л90, Л63 а для сплава Л68 нахождение при холодной деформации областей обжатыя проявления явления атермического разупрочнения.
6. Разработка примеров практического использования полученных научных результатов по исследованию сопротивлению деформации и явления атермического разупрочнения для формирования режимов обжатыя горячей и холодной прокатке простых латуней.

2 Методики исследования

2.1 Отбор заготовок

В качестве объекта исследования были выбраны следующие сплавы на основе меди различных марок: латуни Л90, Л68, Л63, которые в сортаменте выпускаемой продукции заводов по обработке цветных металлов занимают наибольший удельный вес и которые широко используются в различных отраслях промышленности. Химический состав сплавов в соответствии с ГОСТ представлен в таблице 2.1.

Латунь Л90 применяется для изготовления полуфабрикатов (лент, листов, полос, прутков) различных деталей методом деформации в качестве активного слоя термобиметаллов, используемых для изготовления чувствительных к изменению температуры элементов контрольно-измерительных приборов и аппаратов; проволоки для деталей электротехники; медалей и значков; радиаторных лент, предназначенных для изготовления охлаждающих трубок и пластин радиаторов; томпаковых холоднокатаных лент и полос, применяемых для плакировки; ленты толщиной 0,5-1,08 мм, предназначенной для производства элементов целевых патронов.

Латунь Л68 - это медно-цинковый сплав, обработанный методом плавки. Основное ее применение - это полуфабрикаты в виде листов, лент, полос, проволок или труб. Радиаторные ленты или холоднокатаные трубы, которые применяются в теплообменных аппаратах, отлично изготавливаются из такого материала.

Отличительной чертой сплава латунь Л68 является податливость деформации в холодном состоянии, т. е. холодная высадка, а также этот материал обладает наилучшей пластичностью. У сплава Л68 наибольшая глубина вытяжки для листов и наибольшее число перегибов для проволоки.

Латунь Л63 - двухкомпонентный сплав меди и цинка, с содержанием Cu 62-

65 % и Zn 34,22-37,5 %, до 0,5 % в нём составляют примеси. Это одна из самых ходовых латуней, в виду большого содержания Zn, хороших механических показателей и низкой стоимости, по сравнению со сплавами, содержащими больше Cu. Кроме того он имеет эстетическую ценность, изделия из него хорошо полируются и могут быть использованы в качестве элементов дизайна или в ремесленном деле.

Сплав Л63 подвергается различным видам обработки давлением, хорошо обрабатывается в холодном состоянии, а также может обрабатываться на металлорежущих станках.

Исходной заготовкой для проведения исследований служили непрерывнолитой и горячедеформированный металл вышеперечисленных сплавов одного из заводов ОЦМ.

Таблица 2.1 - Химический состав в % латуней (по ГОСТ 15527-2004)

Марка	Компоненты		Примеси (не более)						Полуфабрикаты
	Cu	Zn	Pb	Fe	Sb	Bi	P	Всего	
Л 90	88,0-91,0	остальное	0,03	0,10	0,005	0,002	0,01	0,2	Листы; ленты для плакировки
Л68	67,0-70,0		0,03	0,10	0,005	0,002	0,01	0,3	Полосы, листы, ленты, трубы и проволока
Л63	62-65		0,07	0,2	0,005	0,002	0,01	0,5	Полосы, листы, ленты, трубы, прутки проволока

Для получения горячекатаных полос из латуней Л90, Л68, Л63 толщиной 10 мм на стане горячей прокатки дуо 850x1500 использовали непрерывнолитые слитки размером 225x600x2400 мм, химический состав которых представлен в таблице 2.2.

От непрерывнолитого слитка сплава Л90 из центральной его части по высоте и ширине были вырезаны образцы для определения механических свойств и изготовления образцов для исследований на дилатометре.

Таблица 2.2 - Химический состав непрерывнолитых слитков сплавов Л90, Л68, Л63 для исследований

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

Нагрев слитков перед прокаткой осуществлялся в нагревательных методических печах для сплава Л63 при температуре 850 °С, Л68-860 °С, Л90-900 °С в течение 3 час.

Горячая прокатка осуществлялась на стане ДУО-850 со скоростью прокатки 0,5-3 м/с. Режим обжатию представлен в таблицах 2.3-2.5.

Таблица 2.3 – Режим горячей прокатки слитков Л90 на стане ДУО-850

№ прохода	H, мм	h, мм	Δh, мм	ε, %	T, °С
1	225	215	10	4,44	892
2	215	195	20	9,30	—
3	195	175	20	10,26	890
4	175	155	20	11,43	—
5	155	135	20	12,90	888
6	135	115	20	14,81	—
7	115	95	20	17,39	885
8	95	75	20	21,05	—
9	75	60	15	20,00	883
10	60	50	10	16,67	—
11	50	37	13	26,00	881
12	37	27	10	27,03	—
13	27	18	9	33,33	858
14	18	10±0,22	8	44,44	793

Таблица 2.4 – Режим горячей прокатки слитков Л68 на стане ДУО-850

№ прохода	H, мм	h, мм	Δh , мм	ε , %	T, °C
1	225	200	25	11,11	860
2	200	175	25	12,50	–
3	175	150	25	14,29	–
4	150	125	25	16,67	–
5	125	100	25	20,00	–
6	100	75	25	25,00	–
7	75	60	15	20,00	–
8	60	54	6	10,00	–
9	54	34	20	37,04	–
10	34	22	12	35,29	–
11	22	14	8	36,36	–
12	14	10±0,22	4	28,57	759

Таблица 2.5 – Режим горячей прокатки слитков Л63 на стане ДУО-850

№ прохода	H, мм	h, мм	Δh , мм	ε , %	T, °C
1	225	200	25	11,11	850
2	200	175	25	12,50	–
3	175	150	25	14,29	–
4	150	120	30	20,00	–
5	120	90	30	25,00	–
6	90	60	30	33,33	–
7	60	37	23	38,33	–
8	37	27	10	27,03	–
9	27	18	9	33,33	–
10	18	10±0,22	8	44,44	763

Отбор заготовок для определения механических свойств и структуры горячекатаных полос проводили от обрезанного переднего конца (рисунок 2.1) вдоль направления прокатки из центральной части полос по ширине.

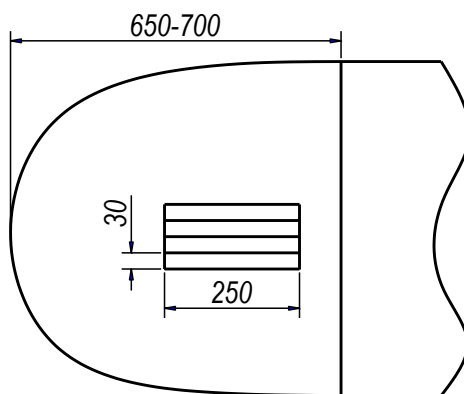


Рисунок 2.1 – Схема вырезки заготовок от переднего конца горячекатаных полос

Отбор заготовок для изготовления образцов для исследования процессов деформации горячей и холодной деформации проводили вдоль направления прокатки из участка полосы, прокатанного в установившейся стадии процесса прокатки вблизи переднего конца (рисунок 2.2).

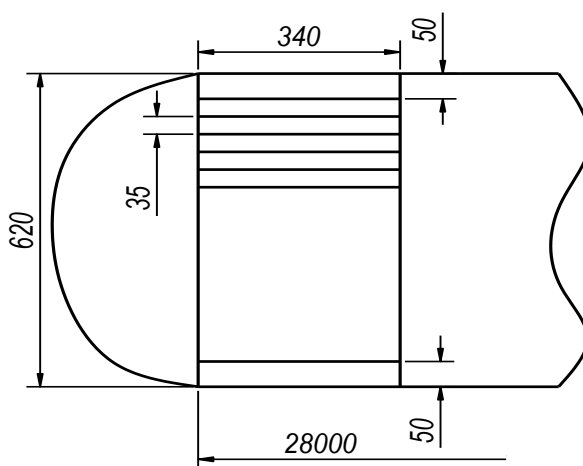


Рисунок 2.2 – Схема вырезки заготовок из горячекатаной полосы.

С этой целью после отрезки переднего конца полосы отрезали кусок полосы длиной 340мм и проводили его дальнейшую разрезку на заготовки размером

10x35x340, при этом боковые кромки шириною 50мм отбрасывались. Затем заготовки разрезали пополам и получали заготовки размером 10x35x170 для изготовления образцов для испытаний на дилатометре и заготовки размером 10x35x170 для холодной прокатки (исследование явления атермического разупрочнения)

Таблица 2.6 – Механические свойства литой и горячекатаной латуни

Сплав	Состояние	Образцы	Временное сопротивление (МПа)	Относительное удлинение %	Твердость HV
Л90	Литое	1	215	38	57,8
		2	210	38	
		3	215	38	
Л90	Г/к	1	255	40	70,4
		2	260	45	
		3	255	40	
Л68	Г/к	1	315	57	71,8
		2	314	55	
		3	315	55	
Л63	Г/к	1	350	50	85,1
		2	350	49	
		3	350	49	

В таблице 2.6 представлены результаты исследования временного сопротивления разрыву исследуемых сплавов в литом и горячекатаном состоянии. Из представленных данных видно, что для сплава Л90 значения временного сопротивления разрыву для литого и горячекатаного сплава различаются примерно на 15 %. Известно, что в слитке имеется ярко выраженная дендритная структура, где имеет место внутрикристаллическая ликвация и концентрация

твердого раствора в зернах не выровнена. Латунь Л90 в литом состоянии имеет однофазную структуру, состоящую из зерен α -фазы [1, 2, 4]. В случае горячекатаных полос имеет место зернистая полиэдрическая структура при выровненном составе [2, 4].

На рисунках 2.3-2.5 представлена микроструктура исследуемых сплавов в горячекатаном состоянии, которая свидетельствует о полном протекании процессов рекристаллизации. С целью подтверждения возможности проведения пластометрических исследований только на горячекатаном металле выполнили дополнительные эксперименты по деформации образцов литого и горячекатаного сплава Л90.

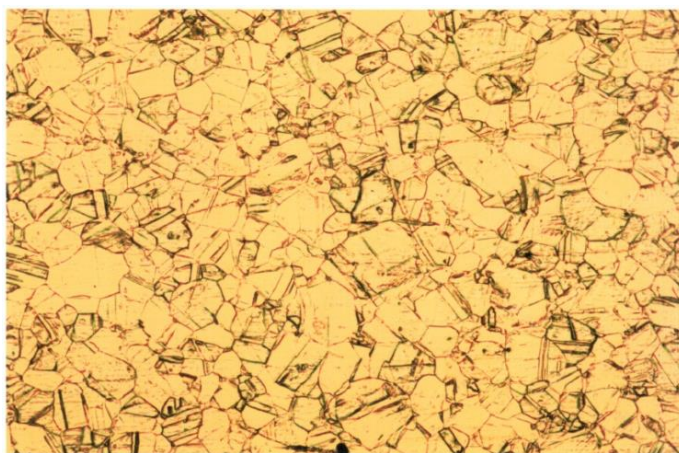


Рисунок 2.3 – Микроструктура горячекатаных полос сплава Л90, увеличение x100



Рисунок 2.4 – Микроструктура горячекатаных полос сплава Л68, увеличение x100

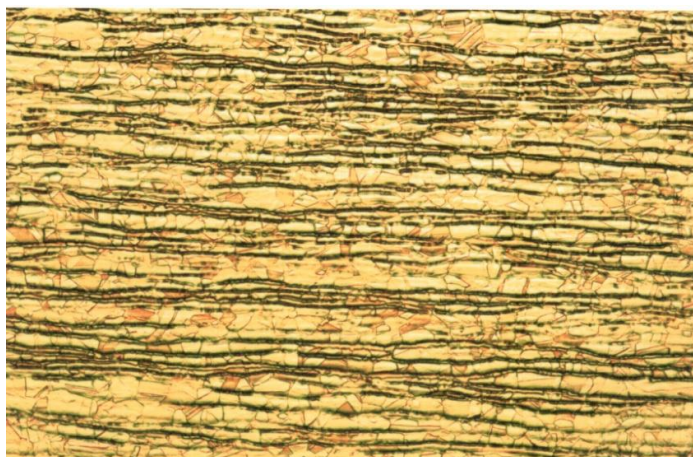


Рисунок 2.5 – Микроструктура горячекатаных полос сплава Л63, увеличение x100

Как видно из рисунков 2.6 и 2.7, характер течения сплава сильно различается в обоих случаях. Образцы из горячекатаной латуни деформируются равномерно во всех направлениях, а образцы из литой латуни деформируются хаотично. С учетом того, что в процессе горячей прокатки латуней к 5-7 проходу металл уже находится в рекристаллизованном состоянии, то эксперименты на горячекатаных образцах являются предпочтительными.



Рисунок 2.6 – Образцы литой латуни Л90 после деформации
(Цифры на контактной поверхности – номера, марки сплава образцов)



Рисунок 2.7 – Образцы горячекатаной латуни Л90 после деформации
(Цифры на контактной поверхности – номера, марки сплава образцов)

2.2 Методика исследования сопротивления деформации и структуры при горячей деформации

Сопротивление деформации сплавов при горячей обработки определяли при проведении пластометрических испытаний. Как показано в разделе 1.6, при выборе метода пластометрических испытаний (сжатие, растяжение, кручение) нельзя однозначно отдать предпочтение какому-либо одному методу, так как каждый из них имеет свои преимущества и недостатки. Поэтому выбор метода испытаний в наибольшей степени определяется задачами, которые ставит перед собой исследователь.

Для исследования сопротивления деформации медных сплавов в широком интервале температурно-деформационных параметров процесса применяли испытание на сжатие. Как известно, основным достоинством данного метода является то, что возможно достижение сравнительно больших степеней деформации и сходность схемы деформации с процессом прокатки.

При пластометрических испытаниях широко используется два вида испытаний на сжатие: цилиндрических и плоских образцов, которые показаны на рисунке 2.8.

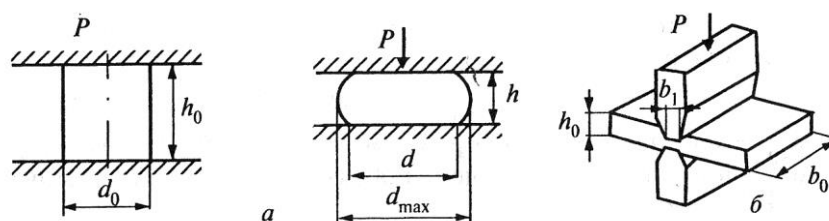


Рисунок 2.8 - Схемы пластометрических испытаний на сжатие

В обоих случаях удельная нагрузка (давление осадки) q при испытаниях неточно характеризует истинное сопротивление деформации σ_s испытываемого материала. Искажение вносят контактные силы трения, которые завышают (обычно не менее 10-15%) усилие сжатия и создают неоднородность напряженно-деформированного состояния металла.

Испытания на плоское сжатие более трудоемки, однако при плоском сжатии снижается влияние контактных сил трения и достигаются значительные деформации.

Образцы материалов для испытания на сжатие изготавливаются в виде цилиндров высотой h и диаметром d . Отношение h/d должно быть в пределах от 1 до 2. При значении $h/d > 2$ сказывается влияние продольного изгиба, теряется устойчивость осаживаемого образца. При значении $h/d < 1$ в большей степени сказывается влияние сил трения, возникающих между торцами образца и опорными плитами машины.

Силы трения тормозят развитие деформации у торцов образца, чем и объясняется его бочкообразная форма в результате испытаний. Одним из способов уменьшения сил трения является смазывание торцов образца графитом, графитовой смазкой или парафином.

При испытаниях на сжатие цилиндрических образцов наблюдается заметный градиент локальной деформации по высоте и сечению. Максимальная деформация наблюдается по диагонали сечения образца от краев торцов осажённых образцов через центр. Это следует учитывать при проведении металлографического анализа структуры испытываемых материалов после горячей деформации.

Испытания на плоское сжатие методически более сложны, так как требуют значительных сжимающих усилий и труднее реализуются в условиях горячей деформации и для плоского сжатия требуются более сложные нагревательные устройства, но при этом методе уменьшается влияние контактных сил трения и достигаются значительные деформации ($\varepsilon > 2 - 3$).

В работе пластометрические исследования проводили на цилиндрических образцах диаметром рабочей части 5мм и высотой 10мм. При изготовлении образцов высокие требования предъявлялись к параллельности их торцов и перпендикулярности торцов к оси образца.

На горизонтальном фрезерном станке из заготовок вырезали сначала образцы квадратного сечения (рисунок 2.9). Далее на фрезерном станке с

помощью универсальной делительной головки добивались параллельности торцевания образцов и на токарном станке центровали деталь и вытачивали цилиндрические образцы (рисунок 2.10).

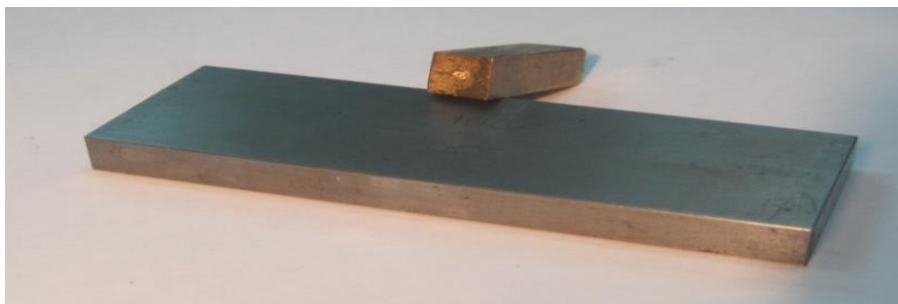


Рисунок 2.9 – Заготовка и образец квадратного сечения

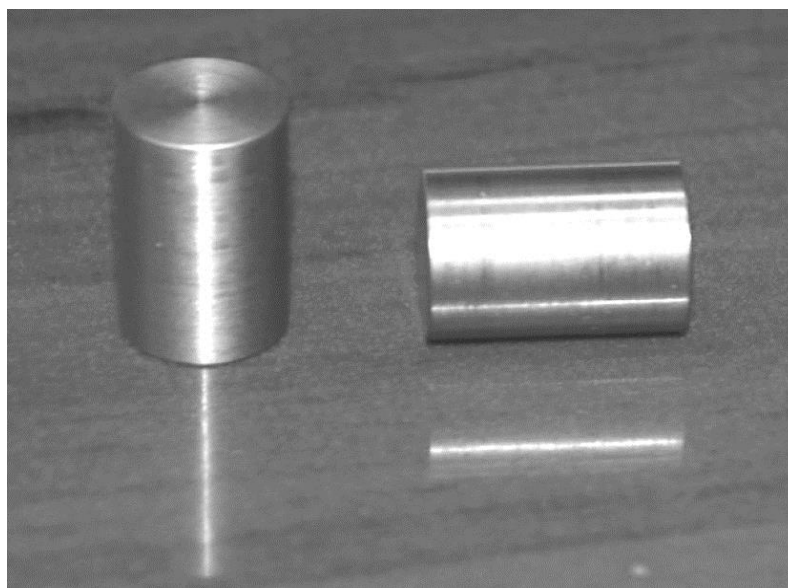


Рисунок 2.10 – Цилиндрические образцы для испытания на сжатие

Динамические испытания на одноосное сжатие осуществляли на закалочно-деформационном дилатометре ВАНР «DIL-805A/D» (рисунок 1.14), установленном в лаборатории «Деформационно-термические процессы» кафедры ПДСС в Национальном исследовательском технологическом университете "МИСиС".

DIL-805A/D - специальный дилатометр, предназначенный для определения параметров расширения материала в условиях деформации. Его отличительной особенностью является возможность работы при очень высоких скоростях нагрева и охлаждения. Принципиальный вид деформированных образцов представлен на рисунке 2.11.

Дилатометр имеет встроенную систему процессоров, которая контролирует работу генератора, гидравлической системы, запись произведенных измерений, подачу газа, вакуумную установку и систему безопасности.

Модель DIL 805 может работать как охлаждающий и деформирующий дилатометр.



Рисунок 2.11 – Принципиальный вид деформированных образцов
(Цифры на контактной поверхности – номера, марки сплава образцов)

При работе с деформирующим дилатометром при заданной пользователем температуре цилиндрический образец подвергается воздействию при помощи различных деформационных программ (линейное, многоуровневое, с постоянным коэффициентом сжатия, с постоянной силой). Прибор также используется для построения термокинетических диаграмм в условиях деформации.

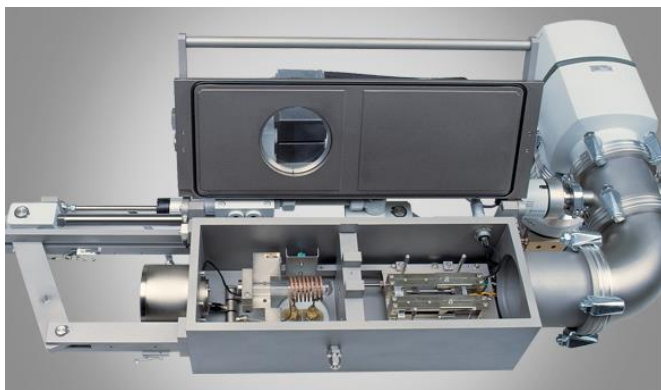


Рисунок 2.12 -
Закалочный модуль

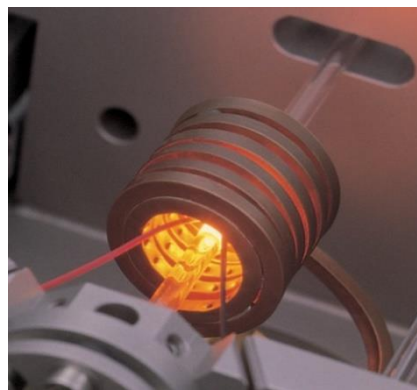


Рисунок 2.13 -
Индукционный нагреватель

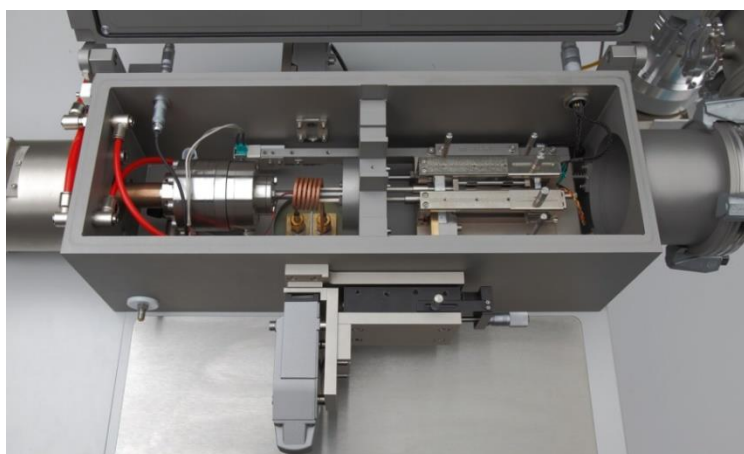


Рисунок 2.14 - Деформационный модуль

Закалочный модуль дилатометра (рисунок 2.12) позволяет индуктивно нагревать образец (рисунок 2.13) до определенного уровня температуры в воздушной атмосфере, под защитным газом или в вакууме, а затем непрерывно охлаждать с различными (линейной или экспоненциальной) скоростями. Фазовые превращения, возникающие в непрерывном процессе охлаждения или в изотермической фазе ожидания (которые могут быть также многоступенчатыми), очевидны из линейной деформации образца. Начало и конец превращений разграничивают поля, например, феррита, карбида, графита, перлита, бейнита, мартенсита или других эвтектоидных фазовых смесей.

Деформационный модуль дилатометра (рисунок 2.14) позволяет деформировать образец при соответствующей температуре и с разными деформационными параметрами. При этом процесс деформации можно реализовать, например, линейно, многоступенчато, с постоянной скоростью деформации или с постоянным усилием.

Измерительная альфа-головка позволяет проводить стандартные дилатометрические испытания, такие как определение коэффициента термического расширения и точки разупрочнения.

Оптический модуль дает возможность фиксировать изменение размеров образца в двух направлениях. Измерения бесконтактны, поэтому на них не влияет градиент температуры и не требуется дополнительная калибровка и коррекции.

Рабочие параметры дилатометра приведены в таблице 2.7.

Таблица 2.7 - Рабочие параметры дилатометра DIL-805

характеристики	Закалочный дилатометр	Деформационный дилатометр
Диапазон температур, в зависимости от измерительной системы	20 °C - 1500 °C -150 °C - 1300 °C	20 °C - 1500 °C
Принцип нагрева	индуктивный	
Атмосфера	защитный газ, вакуум, воздух	
Разрешающая способность	0,05 мкм / 0,05 °C	
Скорость нагрева	макс. 4000 °C/с	макс. 100 °C/с
Скорость охлаждения	макс. 2500 °C/с	макс. 100 °C/с
Усилие деформации	-	макс. 40 кН
Скорость деформации	-	0,001 - 20 с ⁻¹
Истинная степень деформации	-	0,05 - 1,5

По завершении экспериментов на пластометрической установке были проведены металлографические исследования образцов методами оптической микроскопии. Стандартная методика приготовления металлографических шлифов включала в себя:

- порезку деформированных образцов на отрезном станке «Brillant220» по схеме, указанной на рисунке 2.15а;
- приготовление поверхности образцов на шлифовально-полировальных станках «Saphir 360» и «Jade 700»;
- травление образцов;
- исследование микроструктуры методами световой микроскопии;

Операции шлифовки проводились в лаборатории «Термомеханическая обработка» кафедры «Пластическая деформация специальных сплавов», НИТУ МИСиС.

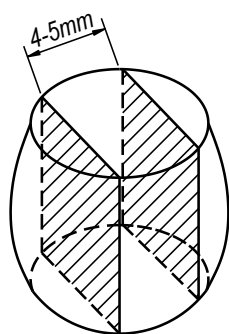
Травление образцов проводили в лаборатории «Сверхпластичности сплавов» кафедры «Металловедения цветных металлов» НИТУ МИСиС. Для выявления зерна применяли травление в 3%-ном растворе хлорида железа (III) в 10 % соляной кислоте, с выдержкой 15-20 сек.

На световом микроскопе с использованием цифрового объектива «UnionBi 9874» в лаборатории «Термомеханическая обработка» были получены фотоснимки структуры.

Оценку величины зерна проводили на цифровых снимках с помощью программы ImageJ по методу подсчета количества зерен, приходящихся на единицу поверхности шлифа, с определением среднего диаметра зерна в соответствии с ГОСТ 5639-82.

$$d = \frac{1}{\sqrt{m}},$$

где m - количество зерен, приходящихся на 1 мм^2 площади шлифа ($m = 2n$); n - количество зерен на площади $0,5 \text{ мм}^2$ при увеличении $100\times$.



а



б

Рисунок 2.15 – Схема резки деформированных образцов (а)
и общий вид шлифов (б)

Образцы после деформации для травления и дальнейшего выявления структуры на снимках представлены на рисунке 2.15б.

Измерение твердости проводили в лаборатории «Термомеханическая обработка» кафедры «Пластическая деформация специальных сплавов» на прибор HVS-10.

2.3 Методика исследования ЯАР при холодной деформации

Холодную прокатку для исследования ЯАР проводили в экспериментально-промышленном комплексе ФГУП «ЦНИИчермет им И. П. Бардина» на комбинированном реверсивном стане 320 дуо-кварто (рисунок 2.16).

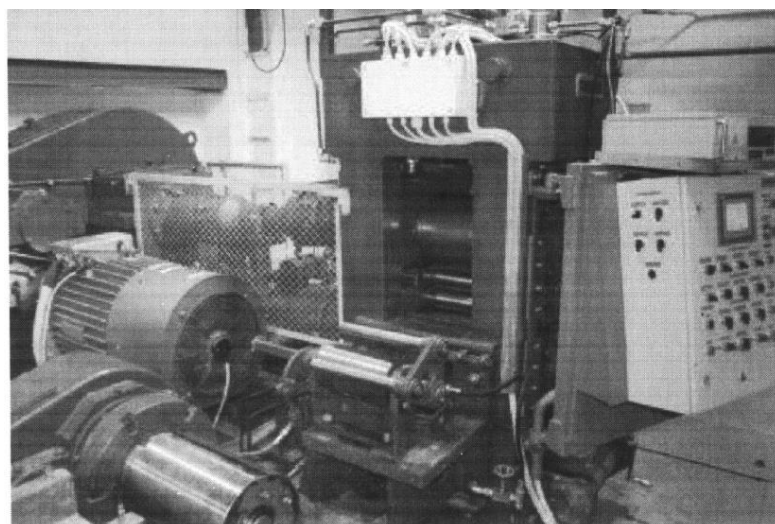


Рисунок 2.16 – Полупромышленный стан 320 дуо-кварто

Таблица 2.8 - Техническая характеристика прокатного стана 320

Тип стана	Листовой, реверсивный, одноклетьевой дуо-кварто	
Сборка клетки Д°1	дуо	
Диаметр валков	мм	320...290
Длина бочки валков	мм	300
Сборка клетки №2	кварто	
Диаметр опорных валков	мм	320...300
Диаметр рабочих валков	мм	90...60
Длина бочек валков:		
- рабочих	мм	300
- опорных	мм	300
Приводные валки	опорные	
Тип нажимного устройства	Гидравлическое	
Скорость прокатки	м/с	30
Максимальное усилие прокатки	кН	до 1500
Максимальный момент прокатки	кН·м	20
Передняя и задняя моталки		
- максимальное усилие	кН	30
- минимальное усилие	кН	5
Скорость смотки	м/с	0,1...0,5

На рисунке 2.17 представлен план расположения элементов полупромышленного прокатного стана 320:

- 1 – станины с механизмом перевалки;
- 2 – позиция заваливаемых валков;
- 3 – комбинированный редуктор;
- 4 – два шпинделя;

- 5 – механизм уравнивания валков;
- 6,7 – две моталки;
- 8 – столы раскатные;
- 9 – привалковая арматура;
- 10 – электродвигатель;
- 11 – муфты.

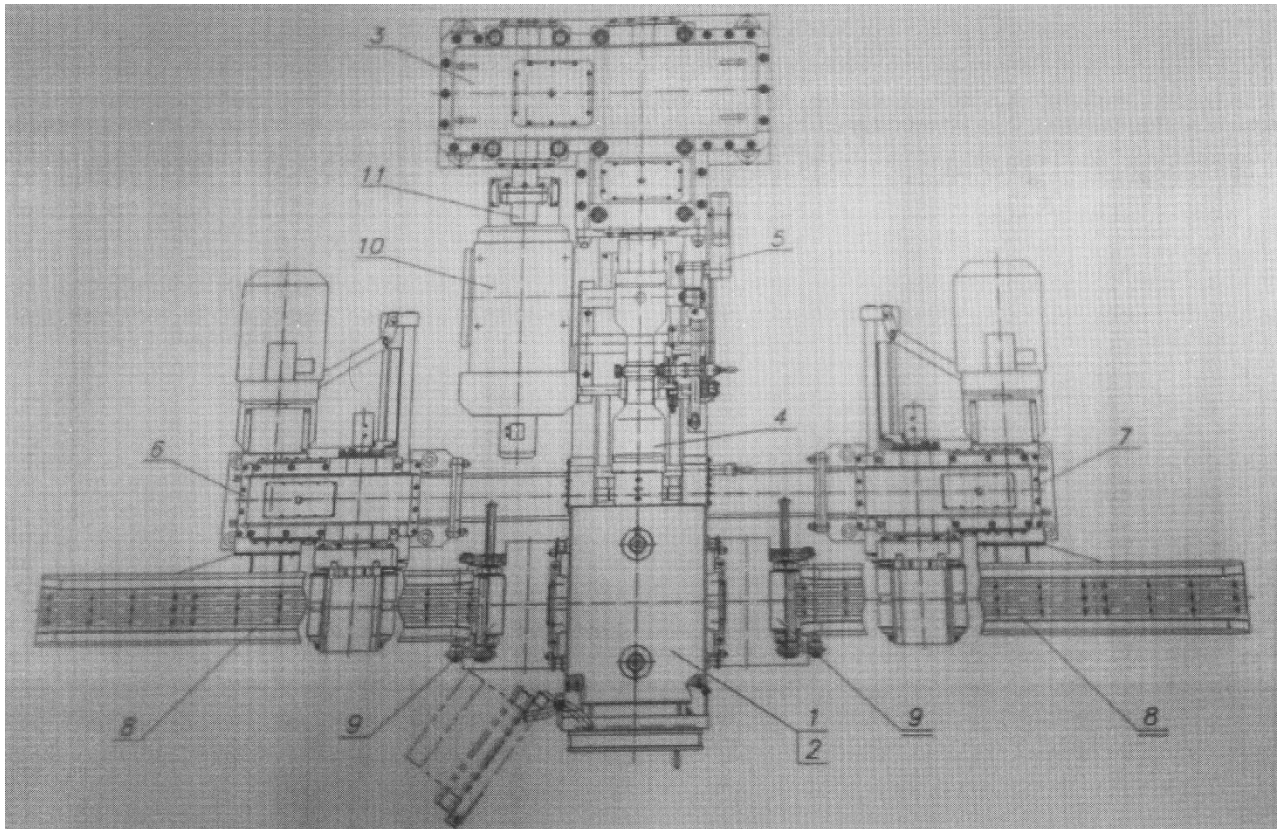


Рисунок 2.17 - План расположения элементов полупромышленного прокатного стана 320

Подвод жидкой смазки для смазывания зубчатых сцеплений редуктора главного привода, технологической смазки и масла к гидроцилиндрам нажимных устройств, осуществляется от соответствующих станций по трубопроводным магистралям.

Стан оснащен сенсорной панелью управления для изменения параметров

системы управления, задания режимов работы стана, отображения переменных процесса прокатки и диагностики состояния всех систем.

Холодную прокатку образцов латуни размерами 10x35x170 мм проводили на стане 320 с переменным суммарным обжатием от 7 – 92 % с шагом деформации 2 – 5 %. Общий вид образцов латуни, прокатанных с суммарным обжатием более 90 % представлен на рисунке 2.18. Перед холодной прокаткой производили отжиг образцов в муфельной печи при температуре 900 °С в течение 2 часов.



Рисунок 2.18 - Общий вид образцов латуни,
прокатанных с суммарным обжатием более 90 %

В ранее проведенных в МИСиС исследованиях [51, 53, 57] для определения ЯАР использовали различные характеристики механических свойств – временное сопротивление разрыву, предел текучести, относительное удлинение, твердость, микротвердость, рентгеноструктурные исследования. Было показано практически точное совпадение зон проявления ЯАР полученных различными методами измерения. В связи с этим было принято решение ограничиться в экспериментах измерением твердости. После каждого прохода от образца отрезали пробы для измерения твердости.

Измерение твердости по методу Роквелла проводили в условиях экспериментально-промышленного комплекса ЦНИИчермет им И. П. Бардина на твердомере Ergotest DIGI. В качестве индентора использовали шарик из карбида вольфрама. Твердомер Ergotest DIGI предназначен для измерения твердости металлов и сплавов по шкалам Роквелла и Супер-Роквелла в соответствии с ГОСТ 9013-59 [58]. Прибор представляет собой стационарную установку, состоящую из системы приложения нагрузки, измерительной системы и дисплея для демонстрации результата и процесса измерения твердости. Измерение твердости образцов проводили по шкале HRB с основной нагрузкой 980,7 Н.

Измерение твердости по методу Виккерса проводили в лаборатории «Термомеханическая обработка» кафедры ПДСС НИТУ «МИСиС» на цифровом твердомере Durolin LV. На экране отображается вся важная информация по проводимым испытаниям: величина нагрузки, значения диагональных длин, значения твердости и конвертированное значение.

Для измерения твердости по Виккерсу поверхность образцов подвергали шлифованию для обеспечения необходимой шероховатости не более 16 мкм по ГОСТу 2789-73 [61]. Шлифование поверхности образцов проводили в лаборатории ТМО на шлифовально-полировальной машине Saphir 360.

2.4 Заключение по главе

1. Произведен отбор заготовок от горячекатаных полос сплавов Л63, Л68, Л90 и изготовлены образцы для проведения исследований в условиях горячей и холодной деформации.
2. Для проведения исследования сопротивления деформации выбран новый, современной конструкции деформационный дилатометр DIL-805A/D, позволяющий моделировать процессы горячей деформации при широком варьировании технологических параметров.

3. Для изучения структурообразования простых латуней при горячей деформации использована стандартная методика исследования с использованием оптической микроскопии.
4. Для проведения исследований по изменению механических свойств латуней и протекания явления атермического разупрочнения выбран современный полупромышленный стан холодной прокатки и приборы для изменения твердости.

3 Экспериментальные исследования сопротивления деформации латуней при горячей деформации

3.1 Классификация кривых течения и математическая обработка экспериментальных данных

На основе многочисленных экспериментальных работ по определению величины сопротивления деформации различных методами испытаний, предложена классификация кривых течения, характерных для сплавов меди в условиях горячей деформации. Основой классификации послужил характер изменения текущего значения напряжения течения в зависимости от степени деформации [13, 14, 19-23].

На рисунке 3.1 кривая 1 характеризуется интенсивным упрочнением и отсутствием как σ_{\max} , так и установившейся стадии течения. Эта кривая наиболее характерна для динамического нагружения в условиях теплой и горячей деформации, когда разрушение происходит раньше, чем на кривых достигается стадия установившегося течения. При этом для испытываемых материалов характерна низкая пластичность и деформируемость. Подобный характер кривых встречается в высокотемпературных испытаниях сплавов никеля, хрома, некоторых бронз [19, 23].

Кривая 2 (рисунок 3.1) описывает процесс разупрочнения по механизму "чистого" динамического возврата (полигонизации), который характерен для металлов и сплавов с высокой энергией упаковки. Интенсивный динамический возврат начинается на восходящей части кривых течения до достижения $\sigma_{уст}$ и протекает при непрерывно изменяющихся напряжении и структуре металла.

Момент формирования полностью полигонизованной структуры наступает при достижении $\sigma_S = \sigma_{уст}$ и, поэтому, эту стадию определяют как стадию установившейся динамической полигонизации. На этой стадии в металле формируется устойчивая структура с высоким уровнем физико-механических

свойств и постоянство размера субзерен обеспечивается за счет процесса полигонизации.

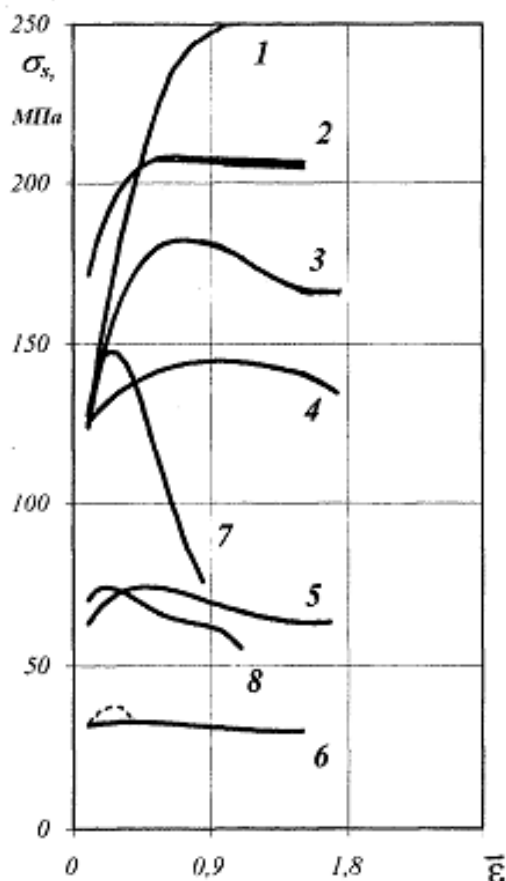


Рисунок 3.1 - Классификация кривых течения сплавов на основе меди [21]

Третий тип кривой упрочнения (рисунок 3.1) характеризуется значением предела текучести σ_s и положительной величиной деформационного упрочнения до точки максимума. После достижения максимума деформационного упрочнения по мере увеличения степени деформации происходит спад напряжения течения σ_s до определенной установившейся стадии $\sigma_{уст}$, причем $\sigma_{уст}$ может быть как выше σ_0 (например, кривая 3), так и на одном уровне (кривая 5) или даже ниже.

Кривая 4 (рисунок 3.1) соответствует условиям разупрочнения по типу динамического возврата (полигонизации), но отличается от кривой 2 тем, что не

имеет четко выраженного участка установившегося течения $\sigma_s = \sigma_{уст}$.

Кривая течения 6 (рисунок 3.1) характеризуется незначительным участком деформационного упрочнения (с локальным максимумом или без него), а затем величина выходит на установившейся уровень. Подобные кривые наблюдаются для многих цветных металлов и сплавов в условиях наиболее высоких температур горячей деформации малых значений $\dot{\varepsilon}$.

Седьмой тип (рисунок 3.1) кривой течения характеризуется значением предела текучести и отрицательным деформационным упрочнением практически с самого начала пластической деформации. Снижение напряжения течения происходит либо до установившейся величины $\sigma_{уст}$, либо без такового.

Кривая течения 8 (рисунок 3.1), характерна для сплавов, показывающих при повышенных температурах и низких (до $\dot{\varepsilon} = 1 \text{ с}^{-1}$) скоростях склонность к циклической рекристаллизации. Эти циклы рекристаллизации и влияют на характер кривой $\sigma_s - \bar{\varepsilon}$, что проявляется в заметной осцилляции напряжения течения.

Как показано в разделе 1.5 текущее значение сопротивление деформации σ_s , определяемое совместным влиянием процессов деформационного упрочнения и динамического разупрочнения может быть представлено в общем виде как

$$\sigma_s = \sigma_s(T, \bar{\varepsilon}, \dot{\varepsilon}, t, p, X),$$

Параметры в уравнении используется только в условиях приложения внешнего гидростатического давления, а параметр обычно заменяют на $\bar{\varepsilon}(t)$ т.е. закон развития деформации во времени.

Поэтому после дифференцирования уравнения состояния можно получить уравнение для определения закона изменения сопротивления деформации

$$d\sigma_s = \frac{\delta\sigma_s}{\delta T} dT + \frac{\delta\sigma_s}{\delta \bar{\varepsilon}} d\bar{\varepsilon} + \frac{\delta\sigma_s}{\delta \dot{\varepsilon}} d\dot{\varepsilon} + \frac{\delta\sigma_s}{\delta t} dt + \frac{\delta\sigma_s}{\delta x_i} dx_i. \quad (3.1)$$

Первые четыре члена уравнения (3.1) описывают влияние технологических факторов на величину σ_s , а последний – влияние на физико-химические факторы.

Физико-химические факторы, связанные со свойствами самого деформируемого металла, записанные в уравнение (3.1) через параметры,

включают в себя тип кристаллической решетки, структурный, фазовый состав и т.д.

Анализ влияния всех вышеперечисленных факторов представляет собой огромный экспериментальный материал. В настоящей работе интерес представляет выявление влияния температурно-скоростных параметров на характер течения латуней.

В ряде работ для аппроксимации кривых течения использовали зависимость многих типов [13, 21-23, 62, 63]

$$\sigma_s = B_0 + B_1 \bar{\varepsilon}^4 + B_2 \bar{\varepsilon}^3 + B_3 \bar{\varepsilon}^2 + B_4 \bar{\varepsilon} , \quad (3.2)$$

где B_0, B_1, B_2, B_3, B_4 - аппроксимирующие коэффициенты;

$$\sigma_s = \sigma_0 K_T K_{\bar{\varepsilon}} K_{\dot{\varepsilon}}, \quad (3.3)$$

где σ_0 - базовое сопротивление деформации;

$K_T, K_{\bar{\varepsilon}}, K_{\dot{\varepsilon}}$: температурный, деформационный, скоростной коэффициенты;

$$\sigma_s = \sigma_0 \bar{\varepsilon}^n \dot{\varepsilon}^m \exp(q\bar{\varepsilon}) \exp(pT), \quad (3.4)$$

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

q - дополнительная постоянная, учитывающая динамическое разупрочнение металла при горячей деформации;

или

$$\sigma_s = \sigma_0 \bar{\varepsilon}^n \dot{\varepsilon}^m \exp(pT), \quad (3.5)$$

когда динамическое разупрочнение при деформации незначительно.

Простотой, применения отличается обобщенная аналитическая зависимость типа $\sigma_s = \sigma_s(T, \bar{\varepsilon}, \dot{\varepsilon})$, использованная в работе [23]:

$$\sigma_s = \sigma_0 \exp(A\bar{\varepsilon} - B\bar{\varepsilon}^n) \left[\frac{T}{T_0 - T_1} \right]^C \left[\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0 - \dot{\varepsilon}_1} \right]^D, \quad (3.6)$$

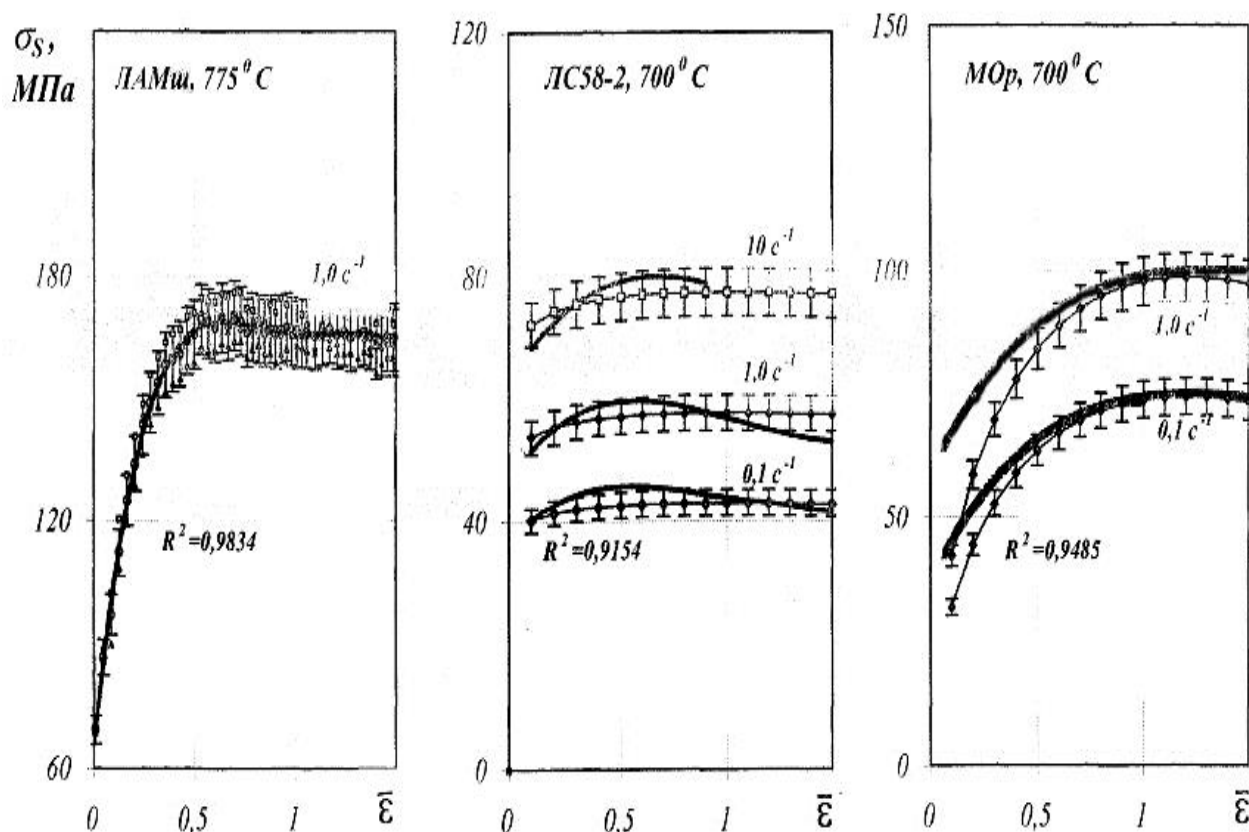
где $T_0, \dot{\varepsilon}_0, \sigma_0$ начальные значения температуры, скорости деформации и величины сопротивления деформации в исследованном диапазоне;

$T, \bar{\varepsilon}, \dot{\varepsilon}$ - текущие значения термомеханических параметров;

$T_1, \dot{\epsilon}_1$ – бесконечно малые значения температуры и скорости деформации;

A, B, C, D, n – расчетные коэффициенты.

На рисунке 3.2 в графическом виде показаны аппроксимирующие кривые течения ряда сплавов.



Аппроксимация в виде

$$\sigma_s = B_0 + B_1 \bar{\epsilon}^4 + B_2 \bar{\epsilon}^3 + B_3 \bar{\epsilon}^2 + B_4 \bar{\epsilon}$$

Аппроксимация в виде

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

Аппроксимация в виде

$$\sigma_s = \sigma_0 \exp(A \bar{\epsilon} - B \bar{\epsilon}^n) * \left[\frac{T}{T_0 - T_1} \right]^C \left[\frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_0 - \dot{\epsilon}_1} \right]^D$$

Рисунок 3.2 - Аппроксимирующие зависимости в сравнении с экспериментальными кривыми [21]

Аппроксимация кривых в виде (3.2) просто позволяет описывать уравнения одного типа различные по характеру и уровню кривые, получаемые после испытаний на пластометре. Так с помощью уравнений данного типа были аппроксимированы кривые, свойственные процессам динамического возврата и

полигонизации (без максимума на кривой), динамической рекристаллизации (с явным максимумом и резким разупрочнением).

При использовании формул 3.3 предполагается, что кривые течения характеризуются во всех случаях положительным коэффициентом упрочнения. Однако это справедливо обычно для условий холодной или теплой деформации большинства металлов и сплавов и лишь в редких случаях – для условий горячей деформации.

Аппроксимация кривых в виде (3.4) широко используется для описания различных по характеру и уровню кривых, свойственные процессам динамического возврата и полигонизации, динамической рекристаллизации на всем интервале деформирования.

Аппроксимация кривых в виде (3.6) подходит для описания различных по характеру кривых течения, как при положительном значении коэффициента упрочнения на всем интервале деформирования, так и при значимом разупрочнении металла.

В настоящей работе для аппроксимации опытных данных была использована зависимость (3.4), а расчет коэффициентов выполнен с использованием стандартной программы статистической обработки данных Origin 8.0.

3.2 Результаты экспериментального исследования сопротивления деформации

Латунь Л90

Исследования сплава Л90 были выполнены в интервале температуры 700-900 °С при скоростях деформации 0,5; 2,5; 6,0; 18,0 с⁻¹ (рисунок 3.3).

Анализируя полученные экспериментальные значения сопротивления деформации, можно сделать вывод, что сплав характеризуется значимым упрочнением, которое наиболее заметно при низких температурах и при высоких скоростях деформации. При самой высокой скорости испытания (18 с⁻¹) и самой

низкой температуре (700 °C) наблюдается наиболее сильное деформационное упрочнение. На кривых σ_s – ε наблюдается ярко выраженный участок деформационного упрочнения, который имеет наибольшую протяженность при скорости деформации $\dot{\varepsilon} = 18 \text{ с}^{-1}$, $T=700 \text{ °C}$ (до $\bar{\varepsilon} = 0,6 \text{ с}^{-1}$). Этот участок сокращается при малых скоростях деформации и повышении температуры (при $\dot{\varepsilon} = 0,5 \text{ с}^{-1}$ $T = 900 \text{ °C}$ и он заканчивается при $\bar{\varepsilon} = 0,15\text{--}0,2 \text{ с}^{-1}$), когда наступает стадия установившегося течения $\sigma_s = \sigma_{уст}$.

На кривых наблюдается смещение максимума в сторону больших значений степени деформации при увеличении скорости, а при повышении температуры смещение происходит в область меньших степеней деформации. Наличие максимума значений σ_s является очевидным признаком прохождения в металле процесса динамической рекристаллизации.

Увеличение температуры деформации приводит к снижению сопротивления, при увеличении температуры деформации от 700 °C до 900 °C сопротивление деформации снижается в 2 раза при скорости деформации 18 с^{-1} , и в 2,5 раз при скорости деформации $0,5 \text{ с}^{-1}$.

При скорости деформации $2,5 \text{ с}^{-1}$ наблюдается неустойчивость (осцилляция) значения сопротивления по степени деформации на всех значениях температуры. 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 скоростей $0,5\text{--}18 \text{ с}^{-1}$ с 1,42 при $T=700 \text{ °C}$ до 2,14 при $T=900 \text{ °C}$. Из-за существенного влияния скорости деформации на характер кривых течения при повышенных температурах это необходимо учитывать при назначении режимов деформирования [64, 65].

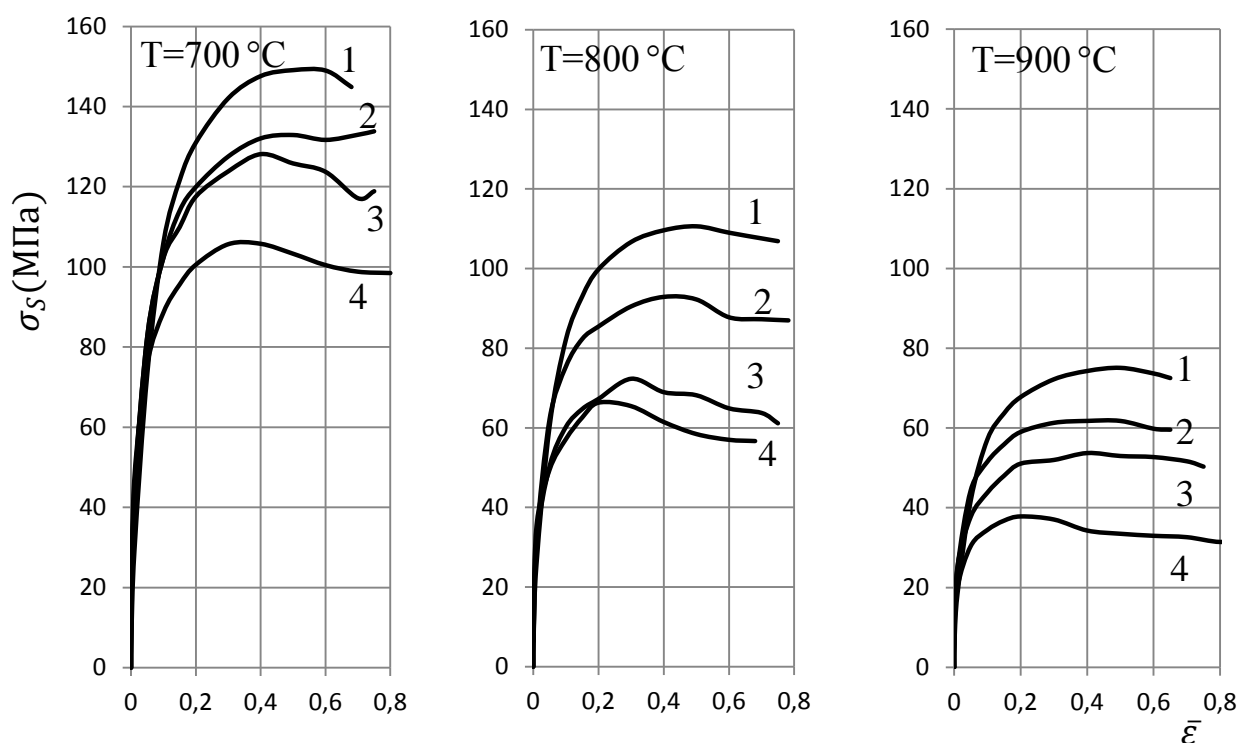


Рисунок 3.3- Кривые течения латуни Л90 при различных температурно-скоростных условиях

$$1-\dot{\epsilon} = 18\text{ c}^{-1}; 2-\dot{\epsilon} = 6,0\text{ c}^{-1}; 3-\dot{\epsilon} = 2,5\text{ c}^{-1}; 4-\dot{\epsilon} = 0,5\text{ c}^{-1}$$

Латунь Л68

Испытания образцов сплава Л68 проводили в диапазоне температуры $750\text{ }^{\circ}\text{C}$ - $850\text{ }^{\circ}\text{C}$ при скоростях деформации $0,1$; $1,5$; 20 c^{-1} (рисунок 3.4).

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

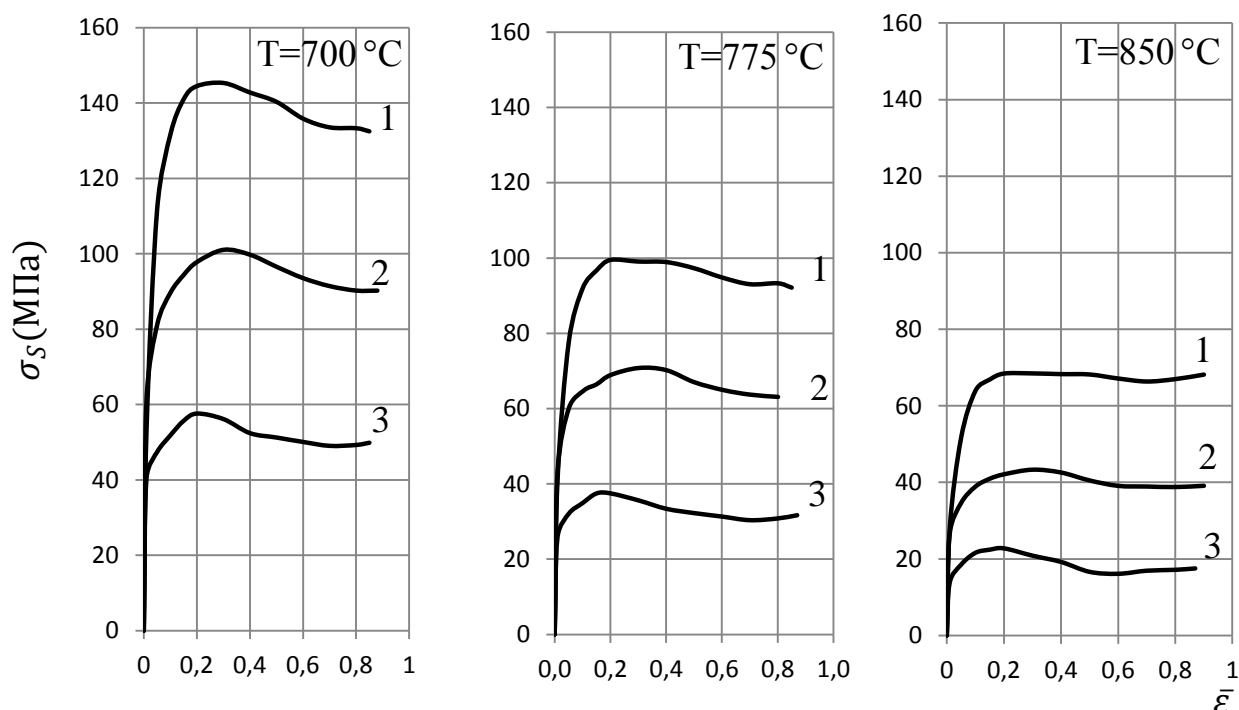


Рисунок 3.4 - Кривые течения латуни Л68 при различных температурно-скоростных условиях (1 - $\dot{\epsilon} = 20 \text{ с}^{-1}$; 2 - $\dot{\epsilon} = 1,5 \text{ с}^{-1}$; 3- $\dot{\epsilon} = 0,1 \text{ с}^{-1}$)

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 деформации 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 - состояние, характерное для развития сверхпластичности.

Кроме того, сплав характеризуется значимым коэффициентом скоростного упрочнения. Скоростное упрочнение в исследованном интервале скоростей и температур деформации достигает значений $K_{\text{ск}} = 2,5\text{-}2,8$ [66].

Латунь Л63

Сопротивление деформации сплава Л63 были определены в диапазоне

температуры 750 °С-850 °С при скорости деформации 0,1; 1,5; 20 с⁻¹.

Как видно на рисунке 3.5, 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 на кривых $\sigma_s - \bar{\epsilon}$ наблюдается ярко выраженный максимум (это признак прохождения в металле процесса динамической рекристаллизации). В большей степени наличие максимум 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.

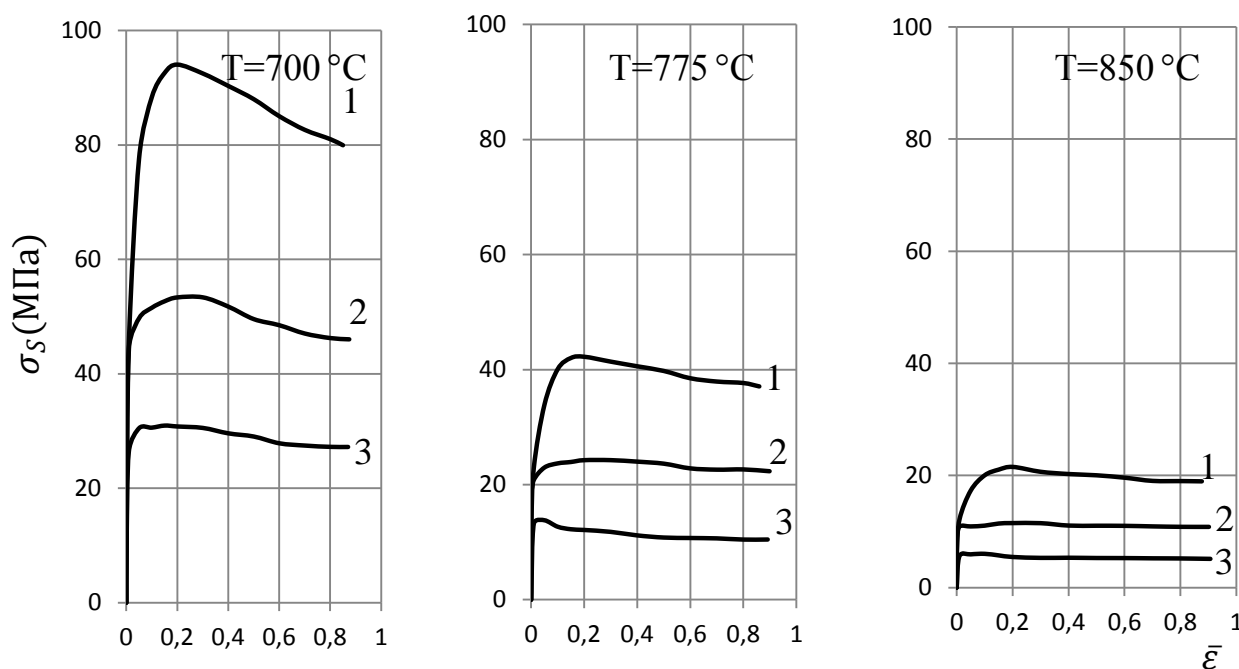


Рисунок 3.5 - Кривые течения латуни Л63 при различных температурно-скоростных условиях (1- $\dot{\epsilon} = 20 \text{ s}^{-1}$; 2 - $\dot{\epsilon} = 1,5 \text{ s}^{-1}$; 3- $\dot{\epsilon} = 0,1 \text{ s}^{-1}$)

Как и для сплава Л68 с повышением температуры испытаний максимум кривой сплава Л63 σ_s 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 во всем диапазоне скоростей деформации.

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. Это необходимо учитывать при назначении температурных режимов в процессах высокоскоростной деформации сплава [65].

3.3 Аппроксимация кривых сопротивления деформации

Основной трудностью в статистической обработке экспериментальных данных является вопросы сглаживания и отделения случайных ошибок эксперимента. Поэтому при выборе вида функций для аппроксимации кривых течения должны учитываться требования гладкости функций и ее первых производных. Как было показано выше кривые течения различных температурно-скоростных условий могут отличаться многообразием форм, соответственно для их аппроксимации используются различные функции.

Как видно в разделе 3.2 кривые течения латуни характеризуются процессами динамического возврата и полигонизации, динамической рекристаллизации на всем интервале деформирования, поэтому в настоящей работе для аппроксимации опытных данных была использована зависимость (3.4) а расчет коэффициентов выполнен с использованием стандартной программы статистической обработки данных Origin 8.0 (таблица 3.1). Построение

аппроксимирующей зависимости выполнено по виду заданной функции и расчет коэффициентов аппроксимации с заданным уровнем точности.

Таблица 3.1 - Результаты аппроксимации кривых сопротивления деформации латуней [64-66]

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:

$$\sigma_s = 4527 \bar{\epsilon}^{0,46393} \dot{\epsilon}^{0,08089} \exp(-1,36228 \bar{\epsilon}) \exp(-0,00386 T); \quad (3.7)$$

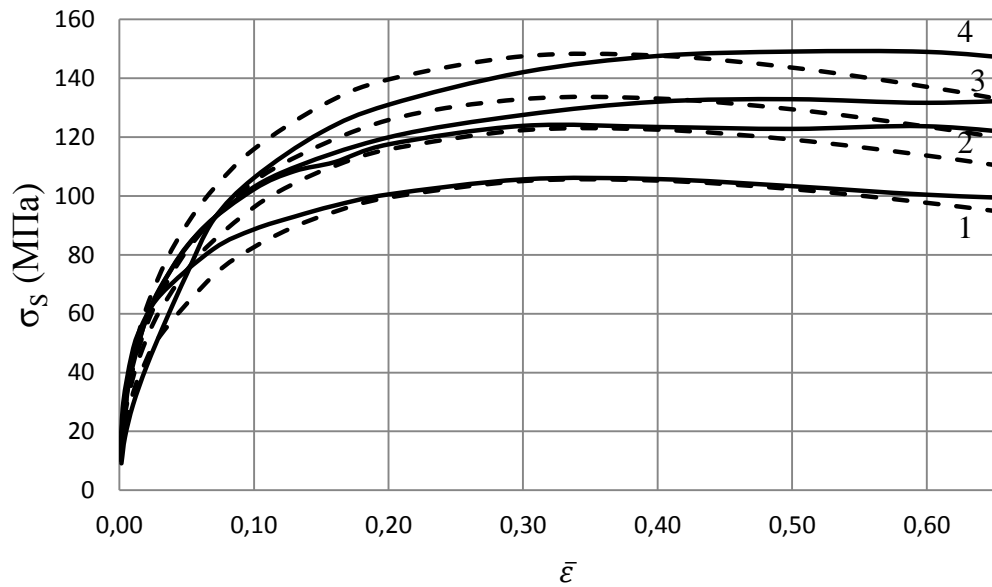
для латуни Л68

$$\sigma_s = 7294,5 \bar{\epsilon}^{0,22925} \dot{\epsilon}^{0,19484} \exp(-0,72275 \bar{\epsilon}) \exp(-0,00572 T); \quad (3.8)$$

для латуни Л63

$$\sigma_s = 108012 \bar{\epsilon}^{0,2592} \dot{\epsilon}^{0,22563} \exp(-0,9505 \bar{\epsilon}) \exp(-0,0102 T). \quad (3.9)$$

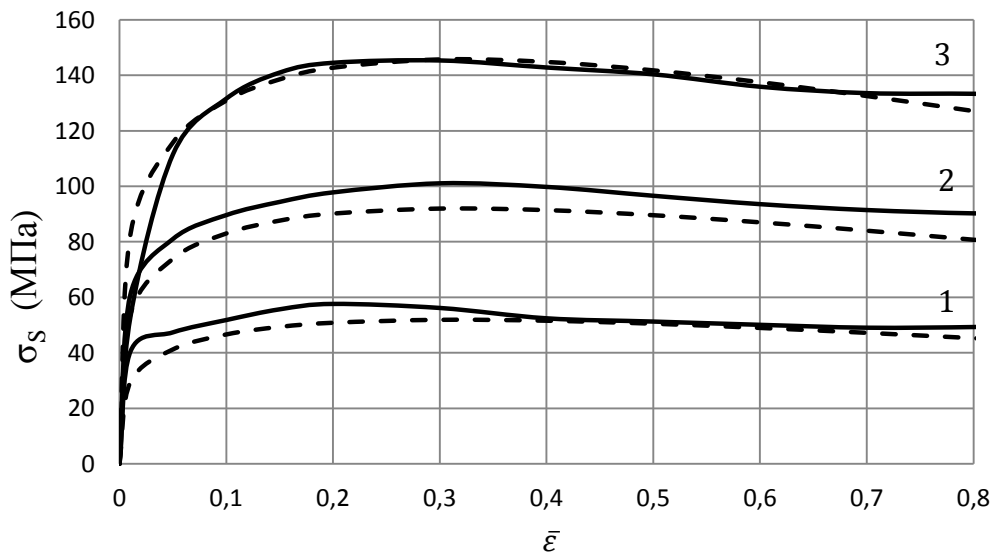
Сравнение экспериментальных кривых с расчетными, приведено на рисунках 3.6-3.8.



сплошные кривые – экспериментальные, штриховые кривые – расчетные по формуле (3.7)

Рисунок 3.6– Кривые течения латуни Л90 при температуре $T=700\text{ }^{\circ}\text{C}$

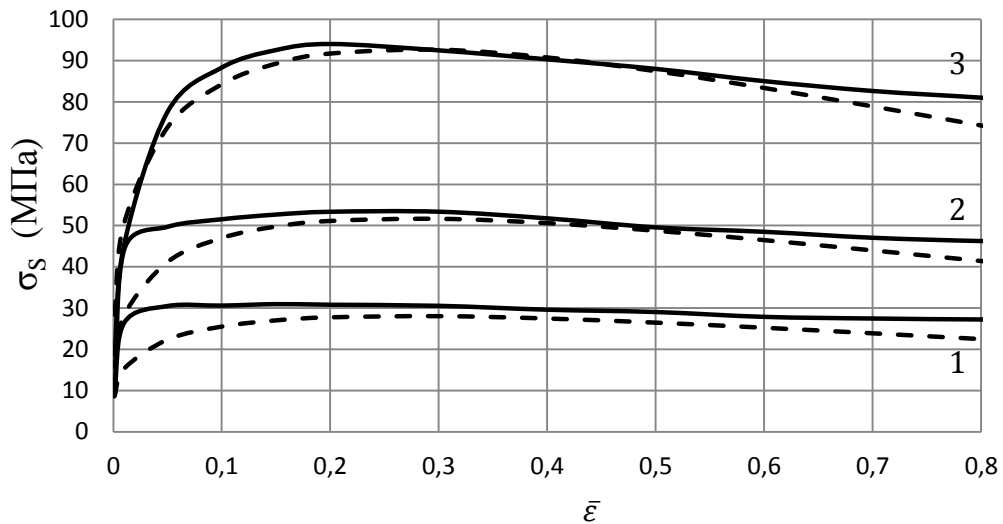
(1 - $\dot{\epsilon} = 0,5\text{ c}^{-1}$; 2 - $\dot{\epsilon} = 2,5\text{ c}^{-1}$; 3- $\dot{\epsilon} = 6\text{ c}^{-1}$; $\dot{\epsilon} = 18\text{ c}^{-1}$)



сплошные кривые – экспериментальные, штриховые кривые – расчетные по формуле (3.8)

Рисунок 3.7 - Кривые течения латуни Л68 при температуре $T=700\text{ }^{\circ}\text{C}$

(1 - $\dot{\epsilon} = 0,1\text{ c}^{-1}$; 2 - $\dot{\epsilon} = 1,5\text{ c}^{-1}$; 3- $\dot{\epsilon} = 20\text{ c}^{-1}$)



сплошные кривые – экспериментальные, штриховые кривые – расчетные по формуле (3.9)

Рисунок 3.8 - Кривые течения латуни Л63 при температуре $T=700\text{ }^{\circ}\text{C}$

(1 - $\dot{\epsilon} = 0,1\text{ c}^{-1}$; 2 - $\dot{\epsilon} = 1,5\text{ c}^{-1}$; 3- $\dot{\epsilon} = 20\text{ c}^{-1}$)

Как видно, полученные аппроксимирующие зависимости дают хорошее приближение к экспериментальным результатам и полученные зависимости целесообразно использовать при расчете величин сопротивления деформации.

Как показали результаты статистической обработки опытных данных, суммарная ошибка S_e определения σ_s включает в себя следующие погрешности:

- 1 - при тарировке месдозы 1-3 %,
- 2 - при пластометрических испытаниях 3-5 %,
- 3 - при обработке опытных данных и их аппроксимации 3- 5 %.

3.4 Сопротивление деформации при дробном нагружении

В процессе горячей пластической деформации связь между напряжениями, деформациями и скоростями деформации неоднозначна и реологические свойства металла в значительной мере определяются тем законом, по которому происходит развитие деформации во времени.

Процесс прокатки, как и большинство процессов обработки металлов давлением характеризуется сложными законами развития деформации во времени. Скорость деформации в процессе нагружения может резко изменяться, а при периодическом нагружении в паузах происходит либо полная разгрузка (реверсивная прокатка, ковка, штамповка), либо частичная (непрерывная прокатка с натяжением).

Хотя в условиях горячей деформации процессы деформационного упрочнения и динамического разупрочнения проходят в сравнительно короткие промежутки времени, горячая деформация по реологическим признакам сходна с процессами ползучести металлов, поэтому хорошо описывается феноменологической теорией ползучести.

Анализ существующих теорий расчета сопротивления деформации применительно к процессам горячей обработки металлов, выполненный в работах А. А. Поздеева [67], показал, что свойства реальных металлов и сплавов наиболее полно учитывает уравнение теории наследственности:

$$\sigma(t) = \varphi(\bar{\epsilon}) - \int_0^t R(t - \tau) \varphi(\tau) d\tau, \quad (3.10)$$

где $R(t - \tau)$ – резольвента ядра $K(t - \tau)$ обобщенного уравнения Ю. Н. Работнова.

Функция $\varphi(\bar{\epsilon})$, характеризующая кривую мгновенного деформирования, определяется соотношением:

$$\varphi(\bar{\epsilon}) = b - (b - a) \exp(B\bar{\epsilon}), \quad (3.11)$$

где a , b , B – постоянные, характерные для данного материала и условий деформации.

Расчет сопротивления деформации с помощью уравнения (3.10) проводится по кривым деформационного упрочнения для любого сложного закона нагружения. Однако для инженерного расчета этот метод сложен; кроме того, предполагается, что свойства материала инвариантны во времени и деформация проходит в изотермических условиях.

Анализу изменения реологических свойств различных металлов и сплавов при дробном нагружении в последнее время уделяется большое внимание, как в теоретических работах, так и в экспериментальных исследованиях. Объясняется это, прежде всего тем, что дробный вид нагружения — наиболее сложный и наиболее интересный вид нагружения, а также тем, что надежные экспериментальные данные и корректная методология их применения крайне необходимы для расчета многих процессов обработки металлов давлением (реверсивная, непрерывная и планетарная прокатка, ковка и штамповка).

Сложность анализа и моделирования процесса дробной деформации связана с тем, что на характер и уровень кривых $\sigma - \bar{\epsilon}$ дробного нагружения оказывает влияние целый ряд взаимосвязанных условий и параметров: величина скорости деформации в каждом цикле нагружения; изменение температуры металла в процессе всего цикла деформации; распределение деформации по проходам и величина суммарной (накопленной деформации); величина пауз между нагружениями; интенсивность процессов динамического и статического разупрочнения (рекристаллизации) при горячей деформации металла

В настоящее время среди многочисленных экспериментальных данных о характере изменения сопротивления деформации при дробном нагружении можно отметить два возможных случая: кривые дробной деформации расположены ниже кривой однократного нагружения и кривые дробной деформации совпадают или даже превышают кривую однократного нагружения.

Если температура металла при дробной деформации снижается, а скорость деформации по циклам возрастает, то кривая дробной деформации должна проходить значительно выше кривой однократного нагружения независимо от вида кривой однократного нагружения.

В многочисленных работах установлено также, что прерывистая (дробная) деформация улучшает деформируемость металлов и сплавов, так как в паузах протекает статический возврат, статическая и метадинамическая рекристаллизация.

В настоящей работе для исследования влияния дробного нагружения на сопротивление деформации выполнили на латунях марки Л68 и Л63. Испытания проведены на сжатие образца на деформационном дилатометре по режиму, представленному на рисунке 3.9.

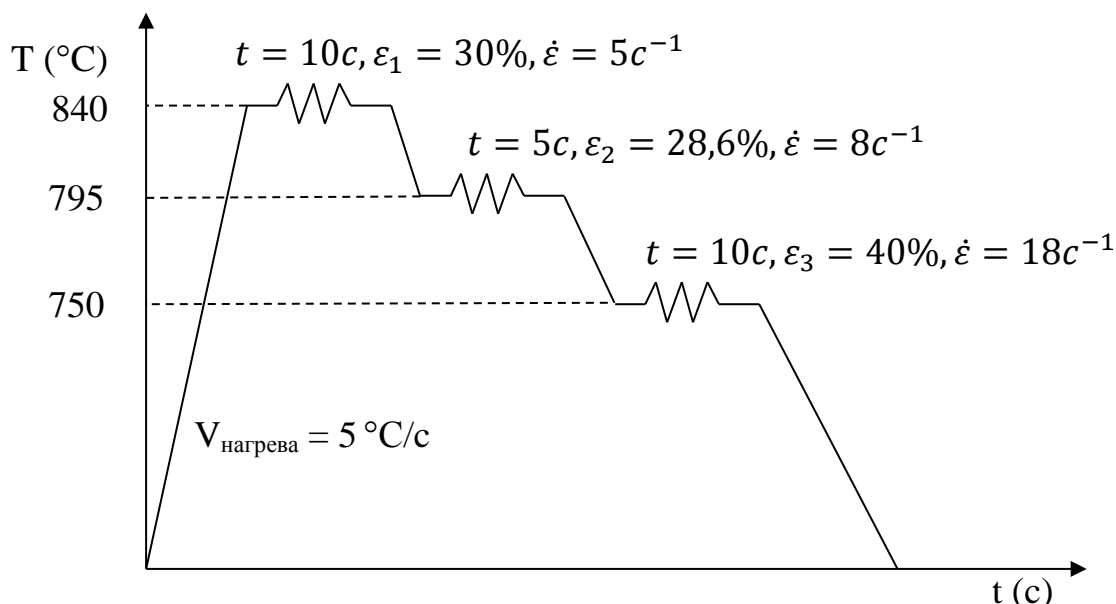


Рисунок 3.9 – Режим испытания при дробной деформации

Сравнивая кривые на рисунках 3.10, 3.11 видим, что экспериментальные и расчетные кривые течения на первой стадии хорошо совпадают, на второй и третьей стадии имеет несколько меньшее, чем расчетное значение, разница составляет при этом около 10 % (для Л68) и 15 % (для Л63). Чем больше время выдержки, тем меньше совпадение. 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, которые не учитывает формула (3.4) тоже приводят к снижению сопротивления деформации.

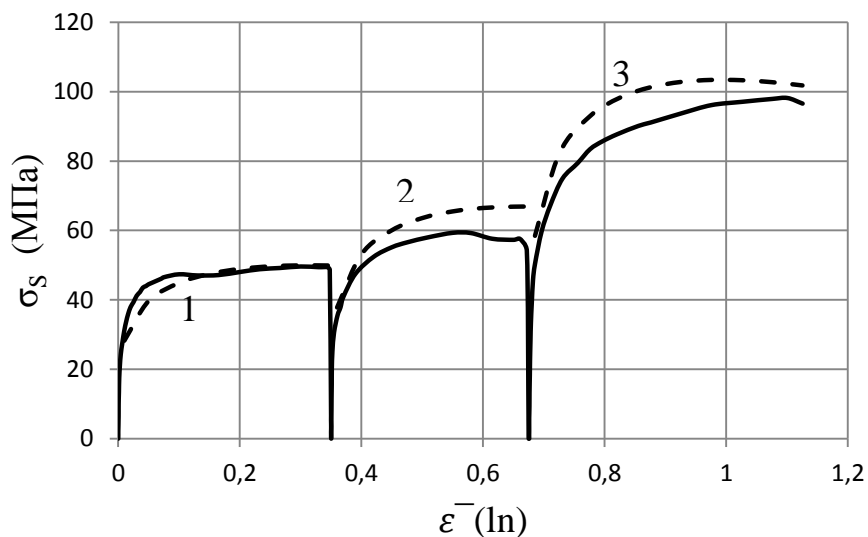


Рисунок 3.10 - Изменение сопротивления деформации Л68 при дробном нагружении

1 - $T = 840\text{ }^{\circ}\text{C}, \dot{\varepsilon} = 5\text{ c}^{-1}$ 2 - $T = 795\text{ }^{\circ}\text{C}, \dot{\varepsilon} = 8\text{ c}^{-1}, t_{\text{выдержки}} = 5\text{c}$

3 - $T = 750\text{ }^{\circ}\text{C}, \dot{\varepsilon} = 18\text{ c}^{-1}, t_{\text{выдержки}} = 10\text{c}$

сплошные кривые – экспериментальные,

штриховые кривые – расчетные по формуле (3.7)

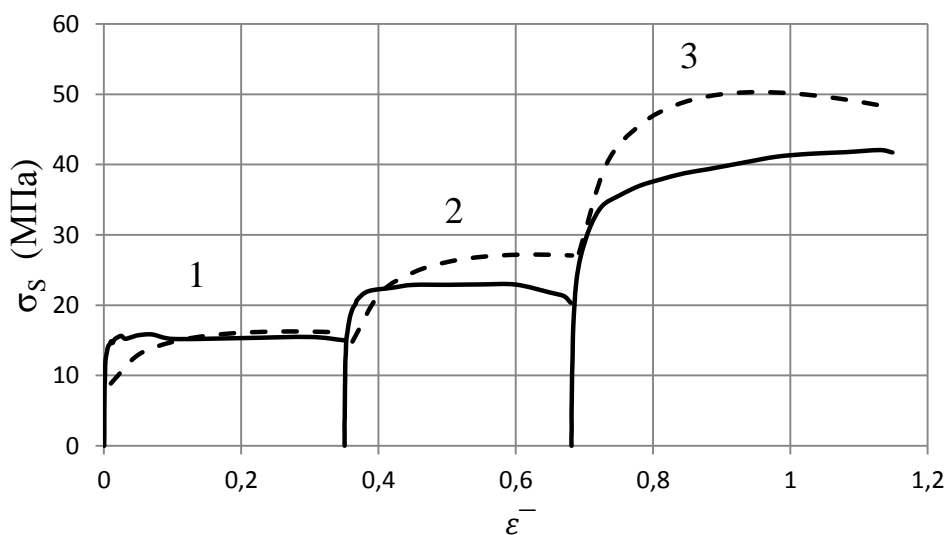


Рисунок 3.11 - Изменение сопротивления деформации Л63 при дробном нагружении

1 - $T = 840\text{ }^{\circ}\text{C}, \dot{\varepsilon} = 5\text{ c}^{-1}$ 2 - $T = 795\text{ }^{\circ}\text{C}, \dot{\varepsilon} = 8\text{ c}^{-1}, t_{\text{выдержки}} = 5\text{c}$

3 - $T = 750\text{ }^{\circ}\text{C}, \dot{\varepsilon} = 18\text{ c}^{-1}, t_{\text{выдержки}} = 10\text{c}$

сплошные кривые – экспериментальные,

штриховые кривые – расчетные по формуле (3.8)

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 последеформационного разупрочнения латуни Л63 интенсивнее протекает, чем для латуни Л68 из-за разницы в фазовых составах: Л68 α -латунь, Л63 $\alpha+\beta$ -латунь, что необходимо учитывать при расчете сопротивления деформации в процессах обработки металлов давлением [65, 66].

3.5 Заключение по главе

1. Получены кривые течения латуней Л90, Л68, Л63 и проанализирована их зависимость от температурно-скоростных параметров процесса горячей прокатки.

2. Определены коэффициенты скоростного упрочнения у исследуемых сплавов: для сплава Л90 $K_{ск}$ изменяется с повышением температуры в диапазоне скоростей $0,5-18 \text{ с}^{-1}$ с 1,4 при $T=700 \text{ }^{\circ}\text{C}$ до 2,14 при $T=900 \text{ }^{\circ}\text{C}$; для сплава Л68 $K_{ск}$ изменяется в диапазоне температур $700-850 \text{ }^{\circ}\text{C}$ при скоростях деформации $0,1-20 \text{ с}^{-1}$ от 2,5 до 2,8; для сплава Л63 $K_{ск}$ изменяется в диапазоне температур $700-850 \text{ }^{\circ}\text{C}$ при скоростях деформации $0,1-20 \text{ с}^{-1}$ от 3,0 до 3,5.

3. На основе классификации кривых течения при горячей деформации и анализа математических формул для их аппроксимации для латуней Л90, Л68, Л63 предложены формулы зависимостей сопротивления деформации от температурно-скоростных условий процессов:

для латуни Л90: $\sigma_s = 4527\bar{\epsilon}^{0,46393}\dot{\epsilon}^{0,08089}\exp(-1,36228\bar{\epsilon})\exp(-0,00386T)$;

для латуни Л68: $\sigma_s = 7294,5\bar{\epsilon}^{0,22925}\dot{\epsilon}^{0,19484}\exp(-0,72275\bar{\epsilon})\exp(-0,00572T)$;

для латуни Л63: $\sigma_s = 108012\bar{\epsilon}^{0,2592}\dot{\epsilon}^{0,22563}\exp(-0,9505\bar{\epsilon})\exp(-0,0102T)$.

4. Выполненные в работе исследования по влиянию дробности деформации на двух сплавах Л68 и Л63 подтвердили применимость полученных формул для определения сопротивления деформации.

4 Изменение структуры латуней при горячей деформации¹

4.1 Структурообразование по окончании горячей деформации

Процессы динамического разупрочнения (динамический возврат, полигонизация, рекристаллизация) не приводят к полному разупрочнению деформированного металла вследствие сохранения избыточной плотности дислокаций. Так как при горячей деформации время деформирования мало, процессы упрочнения - разупрочнения приводят к нестабильному и неоднородному структурному состоянию материала. В то же время для анализа реологического поведения металлов и сплавов недостаточно располагать лишь кривыми течения. Необходимо проведение структурных исследований как при различных температурах и скоростях деформации, так и в различных точках кривых течения. А это методически довольно сложно, поскольку после окончания деформации (или в паузах между нагружениями) мгновенно начинаются процессы последеформационного разупрочнения. Даже при последеформационной паузе длительностью до 1 с трудно определить вклад, внесенный в структурные изменения металла процессом горячей деформации или последующего статического (метадинамического) разупрочнения [13].

По окончании горячей деформации достаточно сложно отличить структурные изменения, происшедшие непосредственно в процессе пластического формоизменения, от изменений, происшедших в процессе охлаждения металла после деформации. Для многих деформируемых материалов достаточно пребывания после деформации в течение секунд и даже долей секунд при высокой температуре, чтобы в них произошли значительные структурные изменения, вызванные процессами статического разупрочнения. Кроме того, характер структурообразования в металлах и сплавах при горячей обработке в значительной мере определяется степенью неоднородности

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

деформации и фазового состава деформируемого материала. Неоднородность зеренной структуры по объему и сечению металлопродукции может быть в виде общей зональной разнотерности, зон с аномально большими зернами, строчечной или островной разнотерности [15].

После горячей деформации структура может быть неоднородной, что вызвано неравномерными температурными полями, неоднородными условиями течения металла, локальным характером деформации, и др. Поэтому в процессе горячей деформации необходимо принимать все меры, снижающие вероятность возникновения структурных неоднородностей в изделиях.

Субструктура горячедеформированного металла значительно менее стабильна, чем после холодной деформации и последующего нагрева. В формировании зародышей рекристаллизации после горячей деформации весьма велика роль коалесценции субзерен, предполагающая наличие неустойчивых, легко распадающихся субграниц. Рекристаллизованные зерна после горячей деформации, как правило, характеризуются повышенной плотностью дислокаций и часто содержат остатки дислокационных субграниц. Поэтому твердость рекристаллизованных зерен горячедеформированного металла выше твердости отожженного.

При динамической рекристаллизации более отчетливо, чем при рекристаллизации после холодной деформации, проявляется роль ориентированного зародышеобразования в формировании текстуры рекристаллизации. Поэтому текстура, возникающая в результате динамической рекристаллизации, в значительной степени повторяет текстуру деформации.

В зависимости от степени горячей деформации после снятия нагрузки возможно протекание различных процессов последеформационного разупрочнения: статического возврата, статической рекристаллизации и метадинамической рекристаллизации.

Статическая полигонизация (статический возврат) представляет собой процесс, подобный динамическому возврату в металлах с высокой энергией дефекта упаковки при всех степенях деформации, а в металлах с низкой энергией

дефекта упаковки - после малых степеней деформации. Разупрочнение при статическом возврате идет путем перераспределения дислокаций и заканчивается полигонизацией (реполигонизацией) и повышением однородности структуры.

Так как динамическая полигонизация практически всегда имеет место при горячей деформации, дальнейшие структурные изменения посредством статической полигонизации достаточно малы. Однако некоторая дальнейшая полигонизация, включающая дислокационную перестройку и рост субзерен, а также последовательное разупрочнение, имеет место обычно с кинетикой, подобной для статической полигонизации после холодной деформации. Таким образом, разупрочнение за счет прохождения статической полигонизации после горячей деформации достаточно мало [16].

Статическая рекристаллизация, связана с миграцией высокоугловых границ и по своей природе сходна с рекристаллизацией после холодной деформации. Однако если после холодной деформации степень рекристаллизации значительно зависит от степени деформации и мало зависит от изменения скорости деформации, то для статической рекристаллизации после горячей деформации картина обратная. Статическая рекристаллизация требует определенного инкубационного периода. Если в этих условиях в сплаве выделяются частицы дисперсионных фаз, то инкубационный период может оказаться весьма продолжительным. С увеличением скорости деформации уменьшается инкубационный период статической рекристаллизации и увеличивается объем, в котором прошла динамическая рекристаллизация и в котором реализуется метадинамическая рекристаллизация. Поэтому если при условии запоздалой статической рекристаллизации возможно повторное измельчение структуры, то с ростом $\dot{\epsilon}$ и ϵ этот эффект исчезает.

Интенсивность процесса статической рекристаллизации определяется с помощью уравнения М. Аврами:

$$f(t) = 1 - e^{-\beta t^K}, \quad (4.1)$$

где коэффициент $K \sim 2$ для случая статической рекристаллизации после

динамического возврата; $K \sim 1$ для случая статической рекристаллизации, проходящей после динамической рекристаллизации.

В многих работах отмечено уменьшение скорости статической рекристаллизации, проходящей после динамической рекристаллизации, по сравнению со статической рекристаллизацией после динамического возврата. Уменьшение интенсивности скорости статической рекристаллизации после горячей деформации объясняется уменьшением накопленной энергии деформации в ходе динамического разупрочнения, а также повышением стабильности субграниц из-за их взаимодействия со стабильными конфигурациями дислокаций.

Чаще всего статическая рекристаллизация быстрее протекает в динамически полигонизованной структуре, чем в динамически рекристаллизованной, но эта закономерность не носит общий характер.

Метадинамическая рекристаллизация

Когда при горячей деформации достигается критическая степень деформации для динамической рекристаллизации ε_c , то в материале появляются зародыши рекристаллизации. Если деформацию прекратить, а отжиг при температуре деформации продолжить, то эти зародыши будут расти в частично динамически рекристаллизованной матрице без инкубационного периода. Это явление получило название метадинамической рекристаллизации [13].

Явление метадинамической рекристаллизации заключается в том, что в процессе изотермической выдержки сразу после горячей деформации с значительной скоростью рекристаллизация проходит немонотонно. Вначале идет интенсивное измельчение зерна, затем рост его среднего размера, потом повторное его уменьшение и, наконец, медленный завершающий рост зерен.

Заслуживает также внимания трехстадийная модель разупрочнения после горячей деформации, характер последеформационного разупрочнения зависит от многих факторов, важнейшим среди которых является степень деформации (рисунок 4.1).

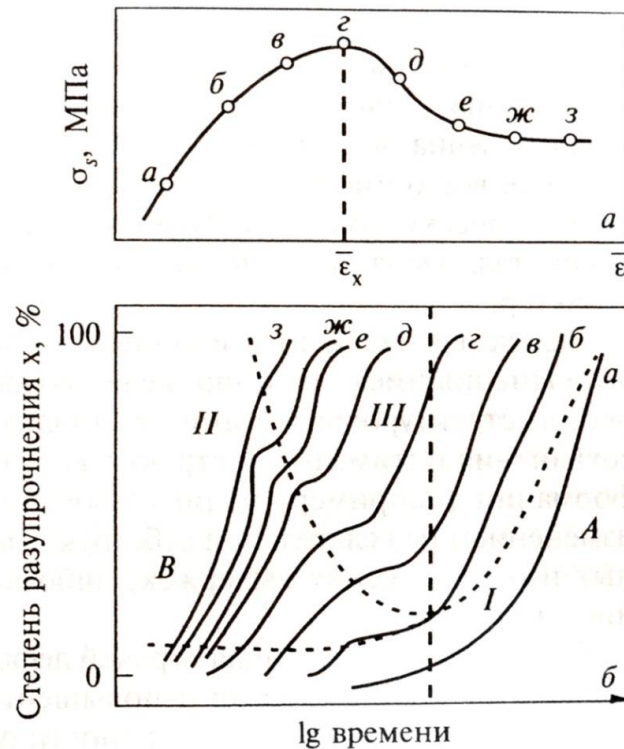


Рисунок 4.1 - Схема последеформационного разупрочнения [13]

A: $\bar{\epsilon} < \bar{\epsilon}_x$; B: $\bar{\epsilon} > \bar{\epsilon}_x$

I – Статический возврат; II – Метадинамическая рекристаллизация;

III - Статическая рекристаллизация

На рисунке 4.1, а приведена условная кривая течения металла или сплава с ярко выраженным максимумом значения σ_s и последующей стадией установившегося течения. Характер кривых разупрочнения (рисунок 4.1, б) существенно зависит от степени деформации первого этапа нагружения (точки а, б, в, г, д, е, ж, з на рисунке 4.1, а).

После небольшой деформации ($\bar{\epsilon} < 0,1$) в металле происходит лишь статический возврат (кривая а на рисунке 4.1). В диапазоне $0,1 < \bar{\epsilon} < \bar{\epsilon}_x$ в металле после статического возврата происходит статическая рекристаллизация (кривая б на рисунке 4.1). При $\bar{\epsilon} \sim \bar{\epsilon}_x$ в металле одновременно идут статический возврат и метадинамическая рекристаллизация, заканчивающиеся статической рекристаллизацией (кривые в, г, д на рисунке 4.1); при дальнейшем увеличении $\bar{\epsilon}$ все больше растет доля метадинамической рекристаллизации (кривые е, ж на

рисунке 4.1). Если деформация прерывается при значительной деформации $\bar{\epsilon} \gg \bar{\epsilon}_x$, доля статической рекристаллизации очень мала и разупрочнение металла происходит в основном вследствие метадинамической рекристаллизации (кривая 3 на рисунке 4.1).

Повышение температуры деформации способствует ускорению статической рекристаллизации из-за увеличения скорости перестройки субструктуры и миграции большеугловых границ. Размер рекристаллизованного зерна является убывающей функцией скорости и возрастающей функцией температуры деформации. Влияние степени деформации на размер статически рекристаллизованного зерна сказывается лишь до установившейся стадии, вызывая его уменьшение. Изменение степени деформации на установившейся стадии течения на размер статически рекристаллизованного зерна не влияет.

4.2 Влияние температуры и скорости деформации на формирование структуры

Для исследования изменения структуры сплавов в зависимости от температурно-скоростных параметров образцы деформировали по режимам, представленным в таблице 4.1. По завершению эксперимента были проведены металлографические исследования.

Таблица 4.1 - Режимы деформации для исследования изменения структуры

Марка	Скорость нагрева, °C/c	Температура деформации, °C	Скорость деформации, 1/c	Истинная степень деформации	Скорость охлаждения, °C/c
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

Латунь Л90

Структура латуни Л90 характеризуется частичным рекристаллизованным строением с двойниками в результате рекристаллизации. В диапазоне температуры деформации 700-900 °С структура – мелкозернистая (размер зерна 20-90 мкм) во всем диапазоне скоростей деформации (рисунок 4.2, 4.3а).

При температуре 900 °С и скоростях $2,5 \text{ с}^{-1}$ происходит резкое измельчение зерна.

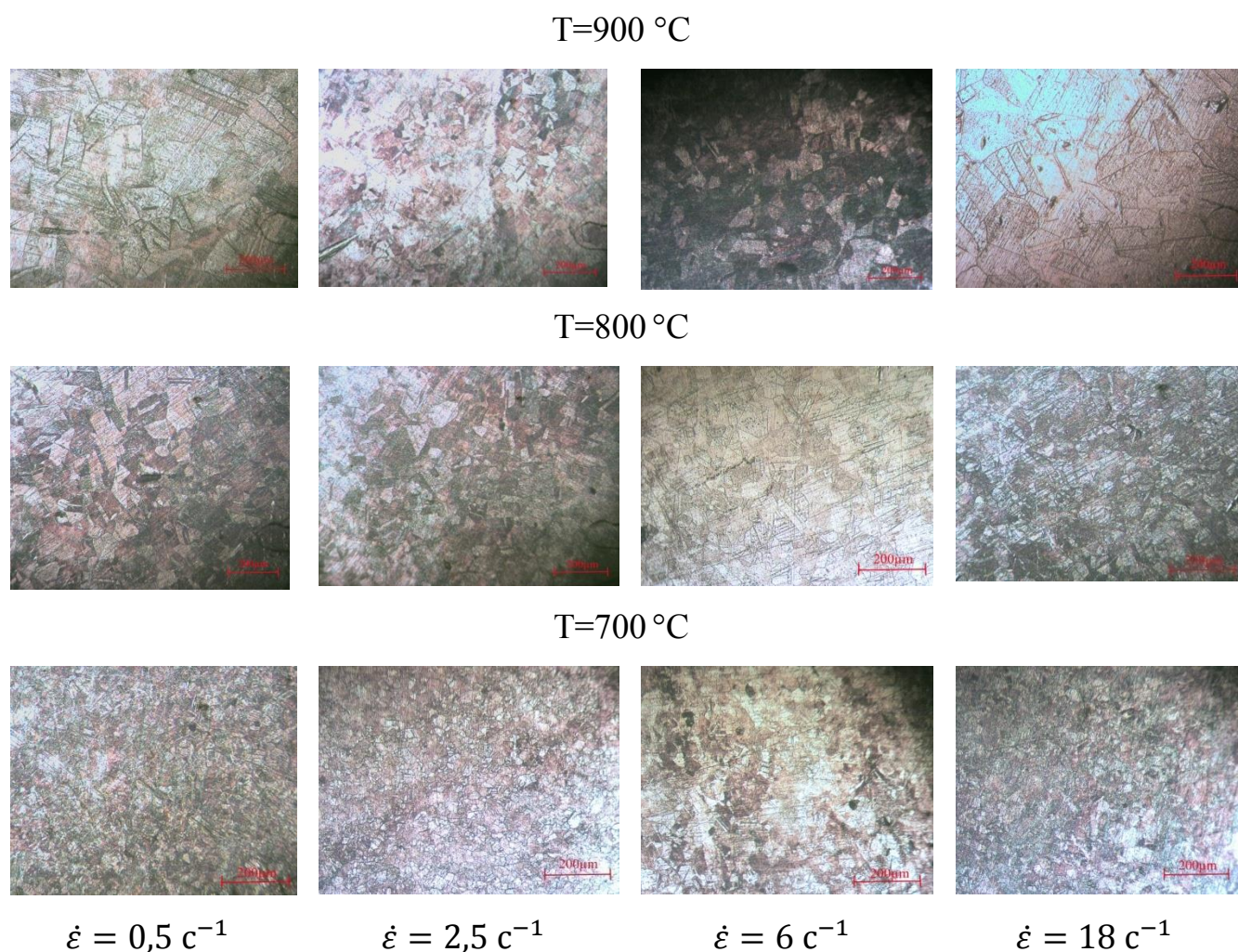


Рисунок 4.2 - Структура горячекатаной латуни Л90 после деформации при различных температурно-скоростных условиях (увеличение x100)

Исходная горячекатаная структура характеризуется крупным зерном рекристаллизованным, которая разрушается под действием деформации и при скорости $2,5 \text{ с}^{-1}$ наблюдается наименьшая величина зерна, потому что деформация

разрушает зерна, измельчая их, а время, которое идет на нагрев приводит только к первичной рекристаллизации.

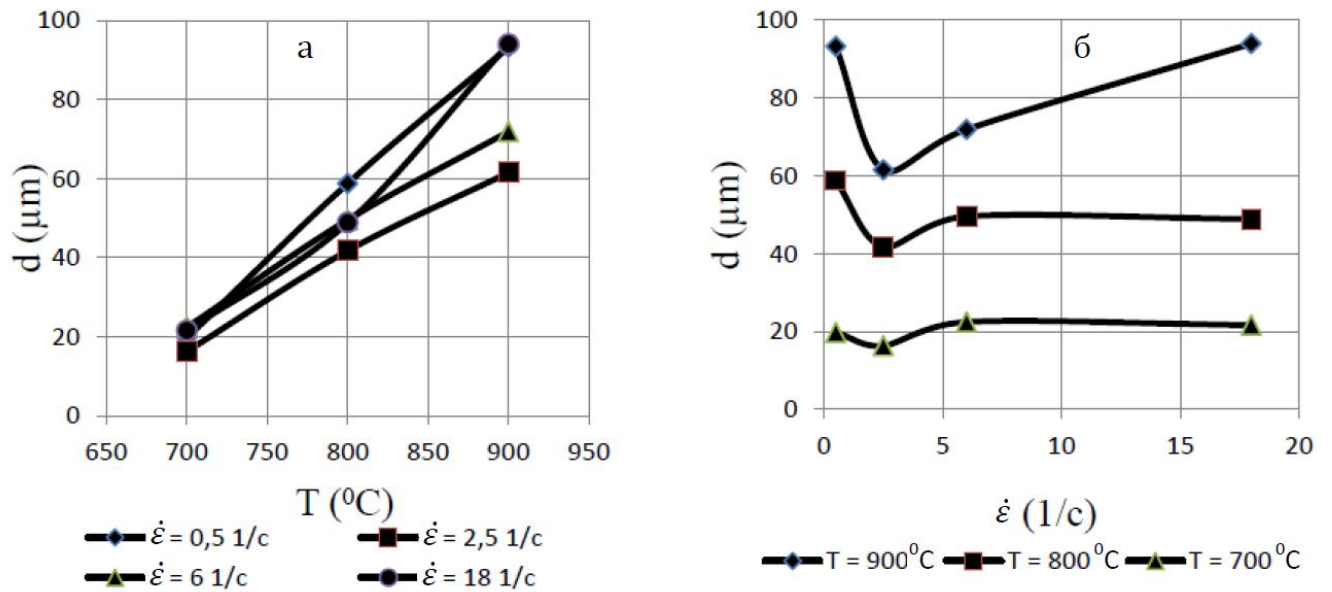


Рисунок 4.3 - Зависимость размера зерна латуни Л90 от температуры (а) и скорости (б) деформации

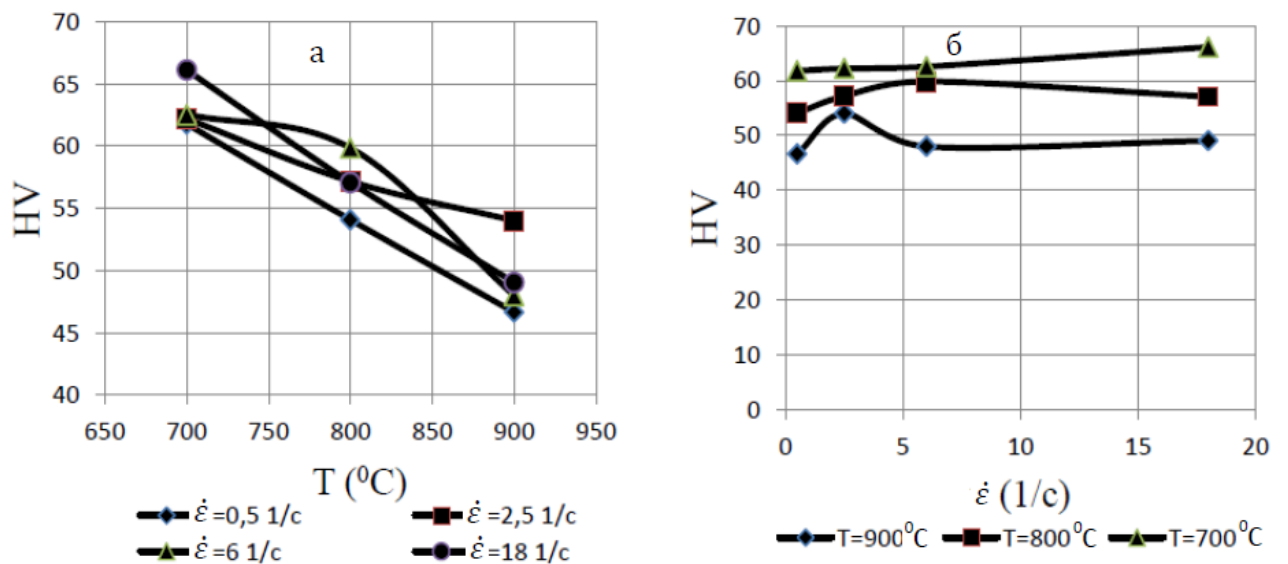


Рисунок 4.4 - Зависимость твердости латуни Л90 от температуры (а) и скорости (б) деформации

При 700°C структура мелкозернистая во всем диапазоне скоростей деформации. Температура 700°C недостаточна для развития вторично-рекристаллизованных процессов и латунь Л90 с такой структурой для дальнейшей

холодной прокатки без предварительного отжига поставлять нельзя.

На рисунке 4.3, 4.4 показано влияние температуры деформации на структуру и твердость латуни Л90, повышение температуры испытаний от 700 °С до 900 °С приводит к увеличению размера зерна в 3 (при скорости деформации $2,5 \text{ с}^{-1}$), 4,5 раза (при скорости деформации $0,5 \text{ с}^{-1}$). Наименьшие размеры зерна получились при скорости деформации $2,5 \text{ с}^{-1}$. Твердость уменьшается при увеличении температуры деформации [64, 65].

Латунь Л68

Структура латуни Л68 характеризуется рекристаллизованным строением с двойниками в результате рекристаллизации (рисунок 4.5).

В диапазоне температуры деформации 775-850 °С структура - среднезернистая (размер зерна 120-250 μм). При температуре 700 °С структура - мелкозернистая во всем диапазоне скоростей деформации (размер зерна 50-70 μм) (рисунок 4.6).

Температура 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 (с $d = 60,4 \text{ μм}$ до $d = 205,7 \text{ μм}$ при $\dot{\epsilon} = 0,1 \text{ с}^{-1}$ и с $d = 71,1 \text{ μм}$ до $d = 249,2 \text{ μм}$ при $\dot{\epsilon} = 20 \text{ с}^{-1}$), с увеличением температуры деформации растет объем металла, в котором начинается динамическая рекристаллизация. Поэтому охлаждение после горячей деформации вызывает заметное развитие рекристаллизации и укрупнение структуры.

Однако видно, что скорость деформации незначительно влияет на размер зерна (рисунок 4.6б).

Твердость изменяется от 59 до 73 HV при снижении температуры деформации с 850 °С до 700 °С (рисунок 4.7) [66].

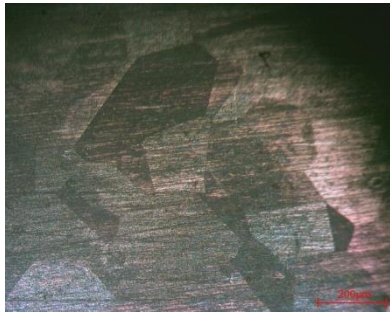
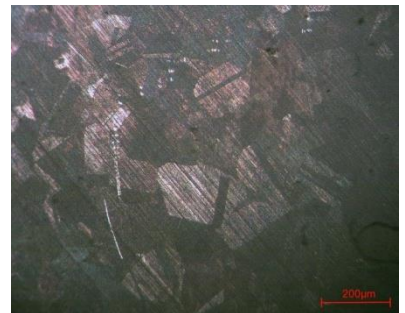
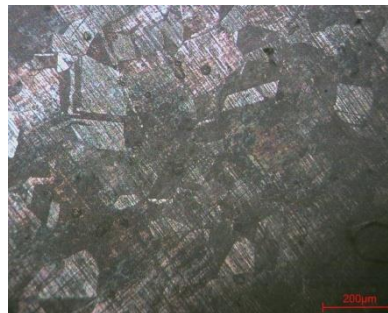
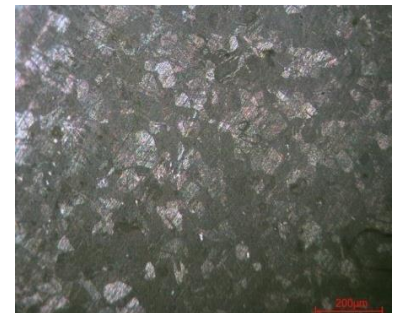
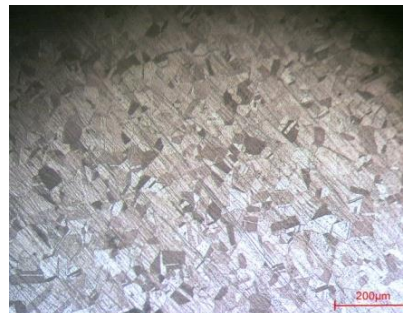
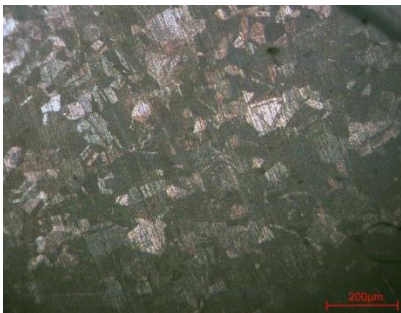
$T=850\text{ }^{\circ}\text{C}$  $T=775\text{ }^{\circ}\text{C}$  $T=700\text{ }^{\circ}\text{C}$  $\dot{\varepsilon} = 0,1\text{ s}^{-1}$ $\dot{\varepsilon} = 1,5\text{ s}^{-1}$ $\dot{\varepsilon} = 20\text{ s}^{-1}$

Рисунок 4.5 - Структура латуни Л68 после деформации при различных температурно-скоростных условиях (увеличение $\times 100$)

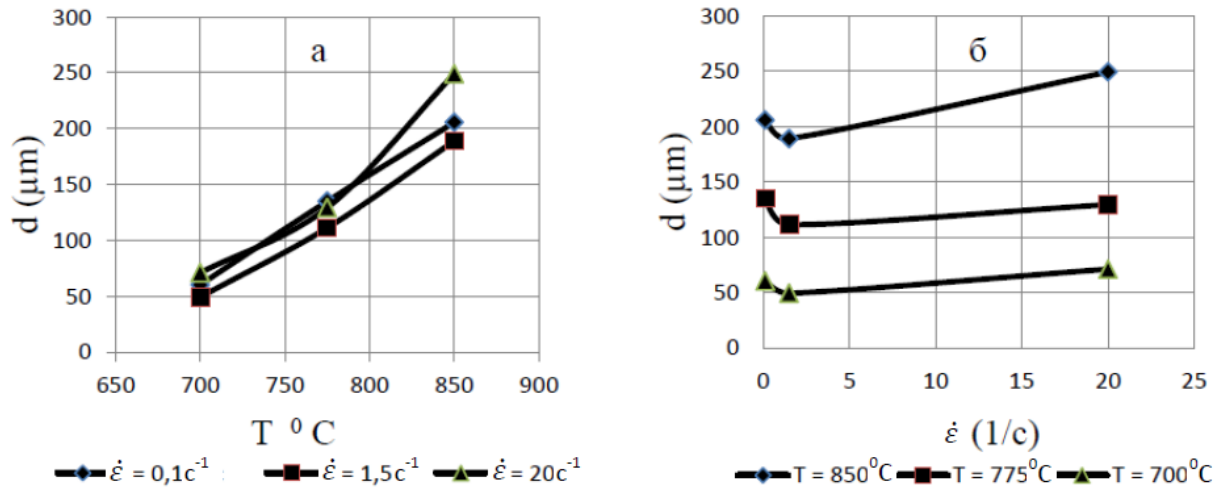


Рисунок 4.6 - Зависимость размера зерна латуни Л68 от температуры (а) и скорости деформации (б)

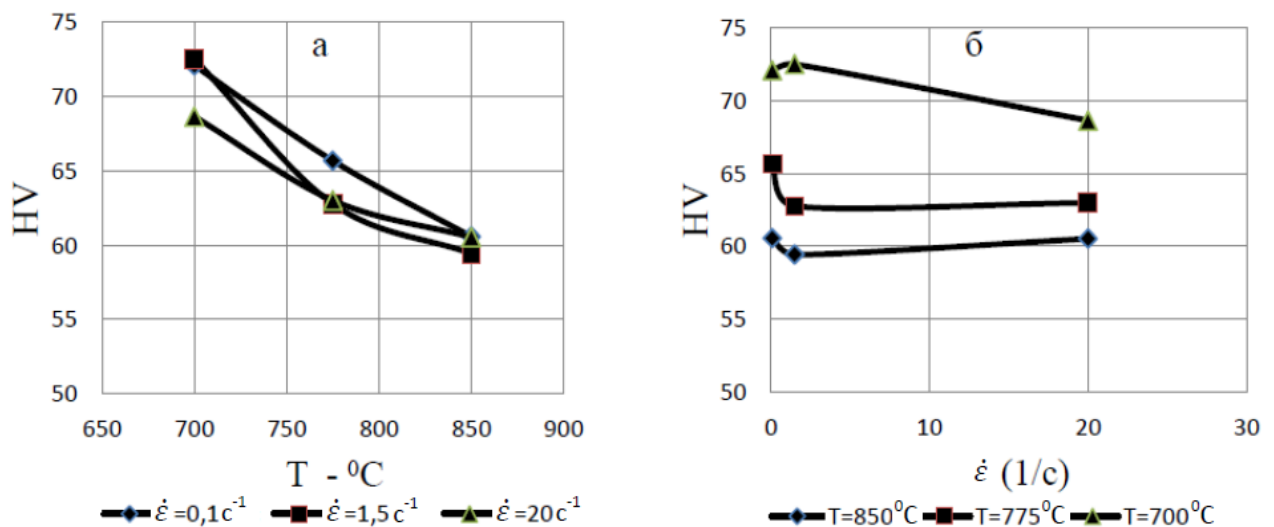


Рисунок 4.7 - Зависимость твердости латуни Л68 от температуры (а) и скорости деформации (б)

Латунь Л63

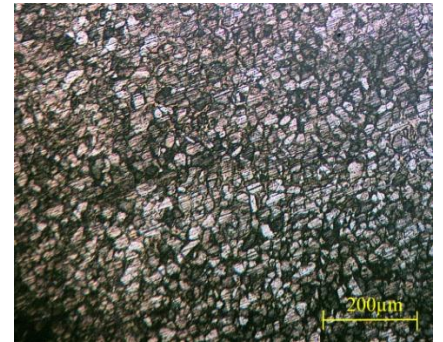
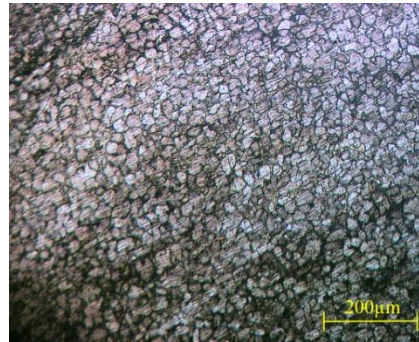
Влияние скорости и температуры конца горячей деформации на структуру латуни Л63 (после деформации образцы охлаждались до комнатной температуры со скоростью $5^{\circ}\text{C}/\text{c}$) проанализировано на основании результатов металлографических исследований образцов.

Структура латуни Л63 характеризуется рекристаллизованным строением во

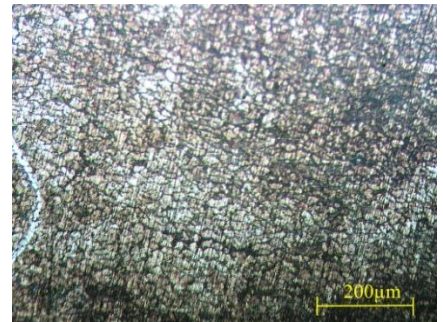
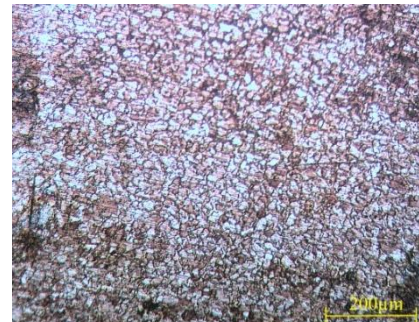
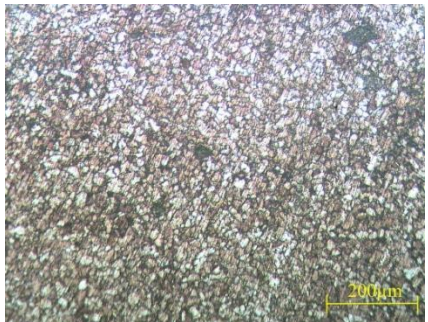
всем диапазоне температуры и скорости деформации. (рисунок 4.8)

В диапазоне температуры деформации 700-850 °С структура мелкозернистая во всем диапазоне скоростей деформации (размер зерна изменяется от 15 мкм до 26 мкм) (рисунок 4.9а).

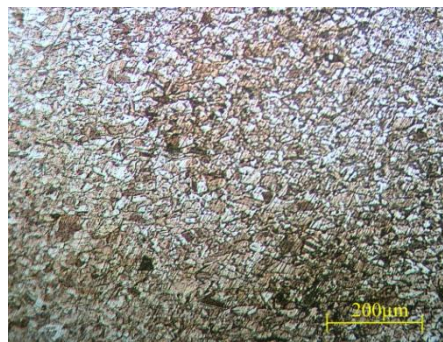
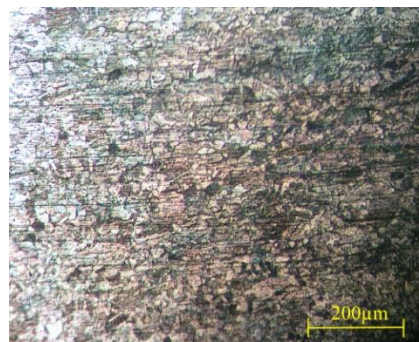
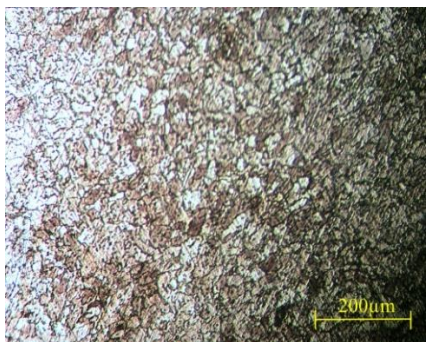
$T=850\text{ }^{\circ}\text{C}$



$T=775\text{ }^{\circ}\text{C}$



$T=700\text{ }^{\circ}\text{C}$



$\dot{\varepsilon} = 0,1\text{ c}^{-1}$

$\dot{\varepsilon} = 1,5\text{ c}^{-1}$

$\dot{\varepsilon} = 20\text{ c}^{-1}$

Рисунок 4.8 - Структура латуни Л63 горячекатаной после деформации при различных температурно-скоростных условиях (увеличение $\times 100$)

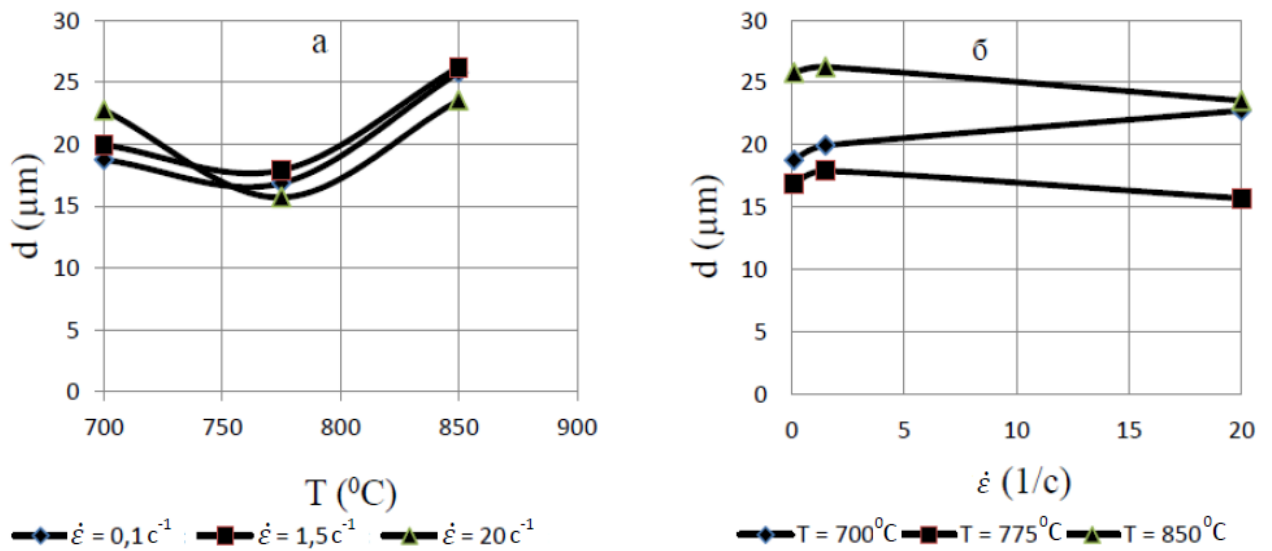


Рисунок 4.9 - Зависимость размера зерна латуни Л63 от температуры (а) и скорости деформации (б)

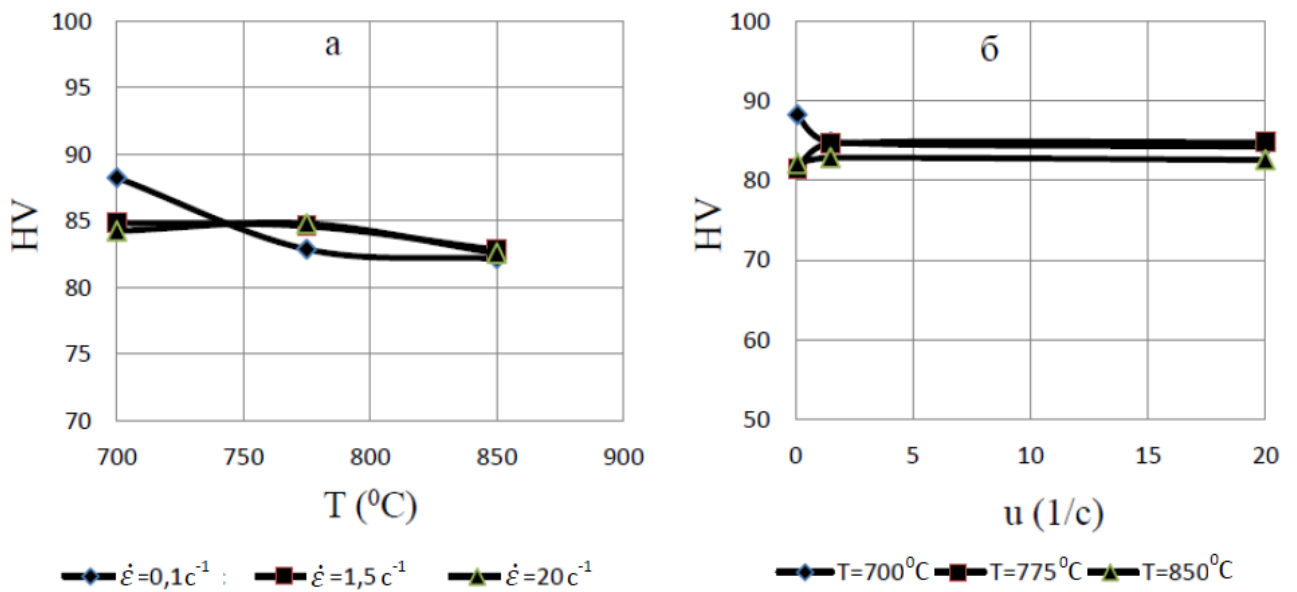


Рисунок 4.10 - Зависимость твердости латуни Л63 от температуры (а) и скорости деформации (б)

При 700 $^{\circ}\text{C}$, видна частично рекристаллизованная структура. Во всем диапазоне скоростей от 0,1 до 20 s^{-1} наблюдается мелкозернистая структура. При

скорости деформации $0,1 \text{ с}^{-1}$ зерна имеют равноосный вид, что обуславливает процесс вторичной рекристаллизации. При увеличении скорости до 20 с^{-1} время воздействия температуры на структуру уменьшается, и наблюдаем, в результате деформации, лишь первичную рекристаллизацию с образованием двойников.

При температуре $775 \text{ }^{\circ}\text{C}$ во всем диапазоне скоростей наблюдается частичная рекристаллизация. Зерна обретают равноосный вид.

При температуре $850 \text{ }^{\circ}\text{C}$ рекристаллизация проходит полностью. Структура равнозернистая во всем диапазоне скоростей

Температура и скорость деформации незначительно влияют на размер зерна, при температуре 775°C размер зерна наименьший (рисунок 4.9б).

Твердость мало изменяется при изменении температуры деформации (рисунок 4.10) [65].

4.3 Изменение структуры латуней при горячей деформации

Для исследования влияния процессов (динамическая рекристаллизация и динамический возврат), происходящих при горячей деформации, были исследованы температурно-деформационные режимы, приближенные к процессу горячей прокатки на заводе ОЦМ (рисунок 4.11).

В настоящей работе это исследование при горячей деформации выполнили на латунях марки Л68 и Л63. Все режимы включают в себя нагрев до температуры начала горячей деформации со скоростью $5 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$, выдержку при данной температуре в течении 20 с. Все режимы состоят из 1-3 циклов деформации (1-3 проходов) с разными скоростями, температурами деформации. Время паузы между проходами возрастает от 5 до 10 с. После окончания деформации во всех режимах образцы быстро охлаждаются до $30 \text{ }^{\circ}\text{C}$.

По завершении эксперимента на установке DIL-805 по заданным режимам были проведены металлографические исследования образцов методами оптической микроскопии.

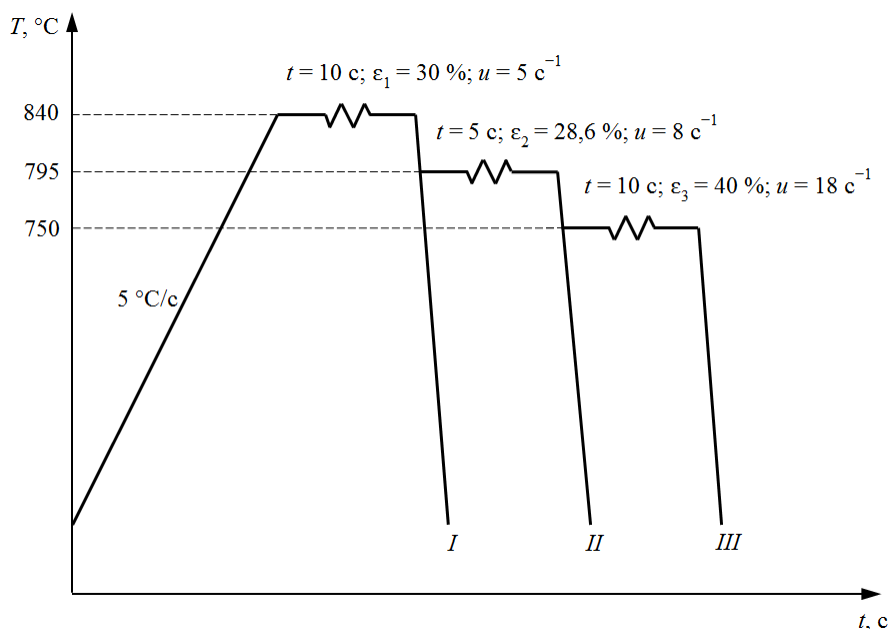


Рисунок 4.11 – Схема температурно-деформационных режимов для исследования изменения структуры латуни Л63 и Л68 при горячей деформации

Латунь Л68

На рисунке 4.12 показано изменение структуры при разных температурно-скоростных условиях латуни Л68. При высокой температуре (840 °C) и небольшой скорости деформации (режим I) структура характеризуется процессом динамического возврата (полигонизации), размер зерна не изменяется и сохраняет характеристики после нагрева с большой величиной зерна, достигающей 118 мкм и более (рисунок 4.12а).

При снижении температуры до 795 °C (режим II) начинается процесс динамической рекристаллизации, размер зерна уменьшается (рисунок 4.12б).

При температуре 750 °C и скорости деформации 18 с⁻¹ процесс динамической рекристаллизации проходит интенсивно (см. рисунок. 3.4, T=700-775 °C, $\dot{\epsilon} = 20 \text{ с}^{-1}$ – наиболее ярко выраженный зуб). Структура характеризуется мелкими рекристаллизованными зернами (30-40 мкм) с большим количеством двойников (рисунок 4.12в).



а

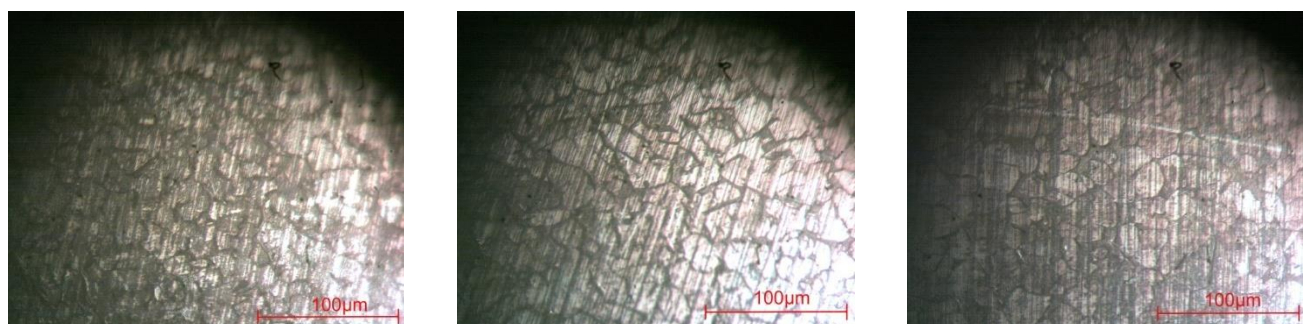
б

в

Рисунок 4.12 - Структура латуни Л68 после деформации при различных температурно-скоростных условиях (увеличение $\times 100$)

а – режим I; б – режим II; в – режим III

Латунь Л63



а

б

в

Рисунок 4.13 - Структура латуни Л68 после деформации при различных температурно-скоростных условиях (увеличение $\times 400$)

а – режим I; б – режим II; в – режим III

Структура при режиме I ($T=840\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\dot{\epsilon} = 5\text{ c}^{-1}$) имеет равноосные зерна, что обусловлено протеканием динамической полигонизации, с большим количеством β -фазы (рисунок 4.13а).

Структура при режиме II имеет деформированную структуру, размер зерна немного вырос, это обусловлено процессом статической рекристаллизации,

происходящей во времени паузы между стадиями, понижение температуры приводит к уменьшению количества β -фазы (рисунок 4.13б).

Структура при режиме III имеет рекристаллизованную структуру и более разнотернистое строение. Это связано с тем, что сниженная температура и высокая скорость деформации не позволяют пройти рекристаллизации полностью. Получаем горячий наклеп металла (рисунок 4.13в).

Результаты исследования структуры и кривых течения (пункт 3.2) латуней Л68, Л63 позволяют подтвердить, что при высоких скоростях ($\dot{\epsilon} = 6 - 20 \text{ с}^{-1}$) и температуре $T=700-800 \text{ }^{\circ}\text{C}$ в сплавах Л68, Л63 происходит процесс динамической рекристаллизации. Чем больше скорость деформации, тем интенсивнее происходит процесс динамической рекристаллизации.

4.4 Заключение по главе

1. Экспериментальные данные по эволюции структуры латуней при горячей деформации коррелируют с результатами исследования сопротивления деформации.

2. Структура латуни Л90, характеризующаяся крупными размерами зерна, разрушается под воздействием деформации и при скорости деформации $2,5 \text{ с}^{-1}$ наблюдается наименьшая величина зерна во всем температурном диапазоне исследования. При температуре $700 \text{ }^{\circ}\text{C}$ структура становится мелкозернистой во всем скоростном диапазоне деформации.

3. Структура латуни Л68, характеризующаяся рекристаллизованным строением с двойниками, в диапазоне температур $850-775 \text{ }^{\circ}\text{C}$ становится среднезернистой, а при температуре $700 \text{ }^{\circ}\text{C}$ во всем диапазоне скоростей деформации – мелкозернистой, при этом изменение скорости деформации мало влияет на формирование структуры.

4. Структура латуни Л63, характеризуемая рекристаллизованным строением во всем диапазоне изменения температурно-скоростных условий

деформации, в диапазоне температур 850-700 °С становится мелкозернистой, а при скорости деформации $0,1 \text{ с}^{-1}$ зерна имеют равноосный вид.

5. Исследования на латунях Л68 и Л63 подтвердили, что при высоких скоростях деформации ($6-20 \text{ с}^{-1}$) и в температурном диапазоне 700-800 °С проходят процессы динамической рекристаллизации.

6. Экспериментально установлен важный факт, что у исследуемых латуней при 700 °С обнаружен наименьший размер зерна в рассматриваемом диапазоне температур.

7. Отмечено, что с повышением содержания цинка в изучаемых латунях их горячая деформируемость возрастает.

5 Влияние технологических параметров деформации латуней на развитие явления аtermического разупрочнения

5.1 Влияние степени деформации на изменение механических свойств

Как было отмечено ранее (пункт 2.3) прокатку образцов на стане 320 проводили при постоянной комнатной температуре со степенями суммарной деформации в диапазоне от 7 до 92 % с шагом в 2-5 %. Режимы холодной прокатки трех сплавов представлены в таблицах 5.1-5.3.

Таблица 5.1 - Режим холодной прокатки образцов сплава Л90 на стане 320.

Номер прохода	Параметры						
	H, мм	h, мм	Δh , мм	ε , %	$\Sigma \varepsilon$, %	B, мм	P, кН
1	10,05	9,6	0,45	4,5	4,5	31,7	23
2	9,6	8,94	0,66	6,9	11	32,1	65
3	8,94	8,47	0,47	5,3	15,7	32,4	64
4	8,47	7,97	0,5	5,9	20,7	32,5	75
5	7,97	7,45	0,52	6,5	25,9	32,7	77
6	7,45	7,1	0,35	4,7	29,4	32,9	121
7	7,1	6,8	0,3	4,2	32,3	33,0	136
8	6,8	6,38	0,42	6,2	36,5	33,0	169
9	6,38	6	0,38	6	40,3	33,1	172
10	6	5,61	0,39	6,5	44,2	33,2	181
11	5,61	5,2	0,41	7,3	48,3	33,3	181
12	5,2	4,8	0,4	7,7	52,2	33,4	191
13	4,8	4,4	0,4	8,3	56,2	33,5	194

Номер прохода	Параметры						
	H, мм	h, мм	Δh , мм	ε , %	$\Sigma \varepsilon$, %	B, мм	P, кН
14	4,4	4	0,4	9,1	60,2	33,5	180
15	4	3,69	0,31	7,8	63,3	33,7	205
16	3,69	3,26	0,43	11,7	67,6	33,8	219
17	3,26	2,8	0,46	14,1	72,1	33,9	222
18	2,8	2,35	0,45	16,1	76,7	34,2	251
19	2,35	1,85	0,5	21,3	81,6	34,5	282
20	1,85	1,25	0,6	32,4	87,6	34,7	370
21	1,25	0,82	0,43	34,4	91,8	35,0	428

Таблица 5.2 - Режим холодной прокатки образцов сплава Л68 на стане 320.

Номер прохода	Параметры						
	H, мм	h, мм	Δh , мм	ε , %	$\Sigma \varepsilon$, %	B, мм	P, кН
1	10.10	9.60	0.50	4.95	4.95	32,2	35
2	9.60	8.94	0.66	6.88	11.49	32,3	66
3	8.94	8.47	0.47	5.26	16.14	32,5	98
4	8.47	7.90	0.57	6.73	21.78	32,8	127
5	7.90	7.45	0.45	5.70	26.24	32,9	158
6	7.45	7.10	0.35	4.70	29.70	33,4	179
7	7.10	6.80	0.30	4.23	32.67	33,5	202
8	6.80	6.38	0.42	6.18	36.83	33,7	212
9	6.38	6.00	0.38	5.96	40.59	33,9	221
10	6.00	5.61	0.39	6.50	44.46	34,1	230
11	5.61	5.21	0.40	7.13	48.42	34,3	248
12	5.21	4.80	0.41	7.87	52.48	34,6	250

Номер прохода	Параметры						
	H, мм	h, мм	Δh , мм	ϵ , %	$\Sigma \epsilon$, %	B, мм	P, кН
13	4.80	4.40	0.40	8.33	56.44	34,8	259
14	4.40	4.02	0.38	8.64	60.20	35,1	294
15	4.02	3.69	0.33	8.21	63.47	35,3	320
16	3.69	3.26	0.43	11.65	67.72	35,6	359
17	3.26	2.82	0.44	13.50	72.08	35,7	396
18	2.82	2.36	0.46	16.31	76.63	35,9	433
19	2.36	1.85	0.51	21.61	81.68	36,1	451
20	1.85	1.35	0.50	27.03	86.63	36,2	471
21	1.35	0.80	0.55	40.74	92.08	36,3	508

Таблица 5.3 - Режим холодной прокатки образцов сплава Л63 на стане 320.

Номер прохода	Параметры						
	H, мм	h, мм	Δh , мм	ϵ , %	$\Sigma \epsilon$, %	B, мм	P, кН
1	10.15	9,40	0,75	7,4	7,4	33,2	36
2	9,40	8,90	0,50	5,3	12,3	33,4	46
3	8,90	8,40	0,50	5,62	17,2	33,6	60
4	8,40	7,90	0,50	5,95	22,2	33,7	72
5	7,90	7,44	0,46	5,82	26,7	33,9	104
6	7,44	7,05	0,39	5,24	30,5	34,3	164
7	7,05	6,70	0,35	4,96	34,0	34,6	210
8	6,70	6,24	0,46	6,87	38,5	35,0	255
9	6,24	5,80	0,44	7,05	42,9	35,3	260
10	5,80	5,36	0,44	7,59	43,0	35,5	261
11	5,36	5,10	0,26	4,85	49,8	35,8	197

Номер прохода	Параметры						
	H, мм	h, мм	Δh , мм	ε , %	$\Sigma \varepsilon$, %	B, мм	P, кН
12	5,10	4,61	0,49	9,61	54,6	36,1	279
13	4,61	4,20	0,41	8,89	58,6	36,2	297
14	4,20	3,87	0,33	7,86	61,9	36,4	305
15	3,87	3,47	0,40	10,34	65,8	36,5	322
16	3,47	3,17	0,30	8,65	68,8	36,7	301
17	3,17	2,80	0,37	11,67	72,4	36,8	329
18	2,80	2,35	0,45	16,07	76,8	36,8	365
19	2,35	1,90	0,45	19,15	81,3	36,9	410
20	1,90	1,26	0,64	33,68	87,6	37,1	528
21	1,26	0,80	0,46	36,51	92,1	37,3	667

После каждого прохода проводили измерения твердости по Роквеллу и Виккерсу, в отдельных случаях дополнительно производили измерения микротвердости.

Обобщенные данные измерения твердости, представленные на рисунке 5.1 для латуни Л90, свидетельствуют о том, что для данного сплава определены четыре области обжатий (I, II, III, IV), при которых наблюдается снижение твердости: 29-32 %; 48-52 %; 56-67 % и 76-81 % (рисунок 5.1). Соответственно, в литературе [51] имеются ссылки на области: 34-41 %; 51-59 %; 72-81 % и 88-94 %. Критические области обжатия сплава Л90 несколько отличаются от областей, полученных в более ранних исследованиях, и причиной тому является конкретный химический состав сплава

Для сплава Л68 были определены так же четыре области обжатий, при которых происходит некоторое снижение твердости: 20-26 %; 29-36 %; 57-63 %; 76-84 %, что показано на рисунке 5.2. Поскольку в литературе отсутствуют результаты исследований ЯАР сплава Л68, то, следовательно, можно считать, что

эти зоны определены впервые и они соответствуют данному химическому составу сплава.

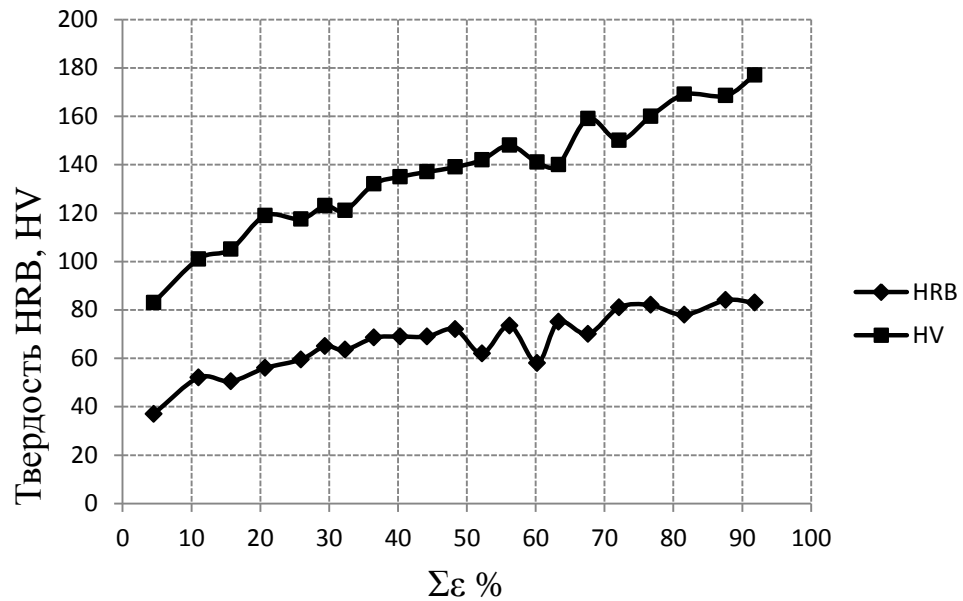


Рисунок 5.1 – Изменение твердости холоднокатаных полос сплава Л90 от степени деформации: HRB – по Роквеллу; HV – по Викксеру

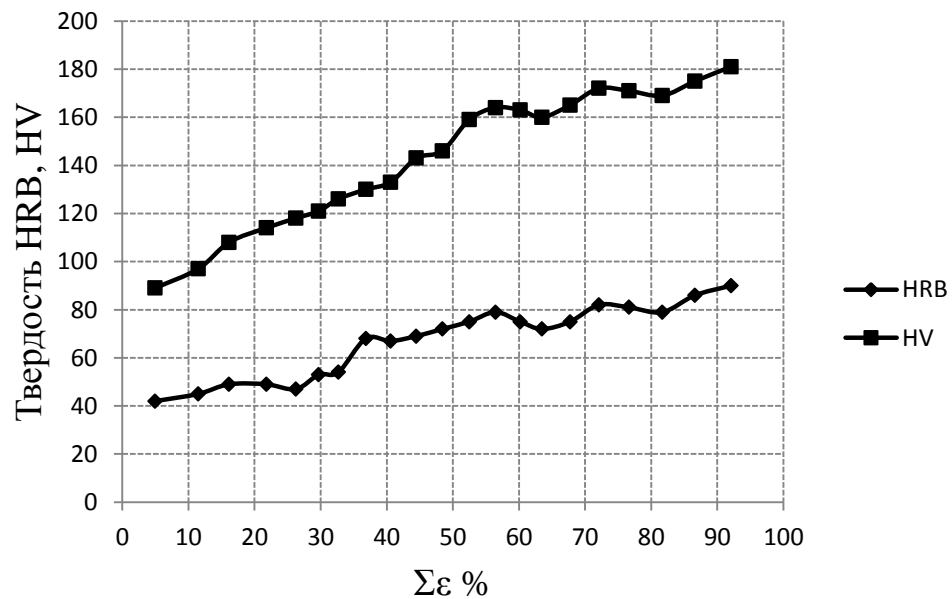


Рисунок 5.2 – Изменение твердости холоднокатаных полос сплава Л68 от степени деформации: HRB – по Роквеллу; HV – по Викксеру

Для сплава Л63 были найдены 4 критические области (I, II, III, IV), в которых проявляется ЯАР: 26-30 %, 54-63 %, 68-72 % и 77-84 % (рисунок 5.3). Для сравнения в литературе [51] приведены следующие интервалы областей обжаты для сплава Л63: 27-38 %, 49-58 %, 70-78 % и 82-88 %.

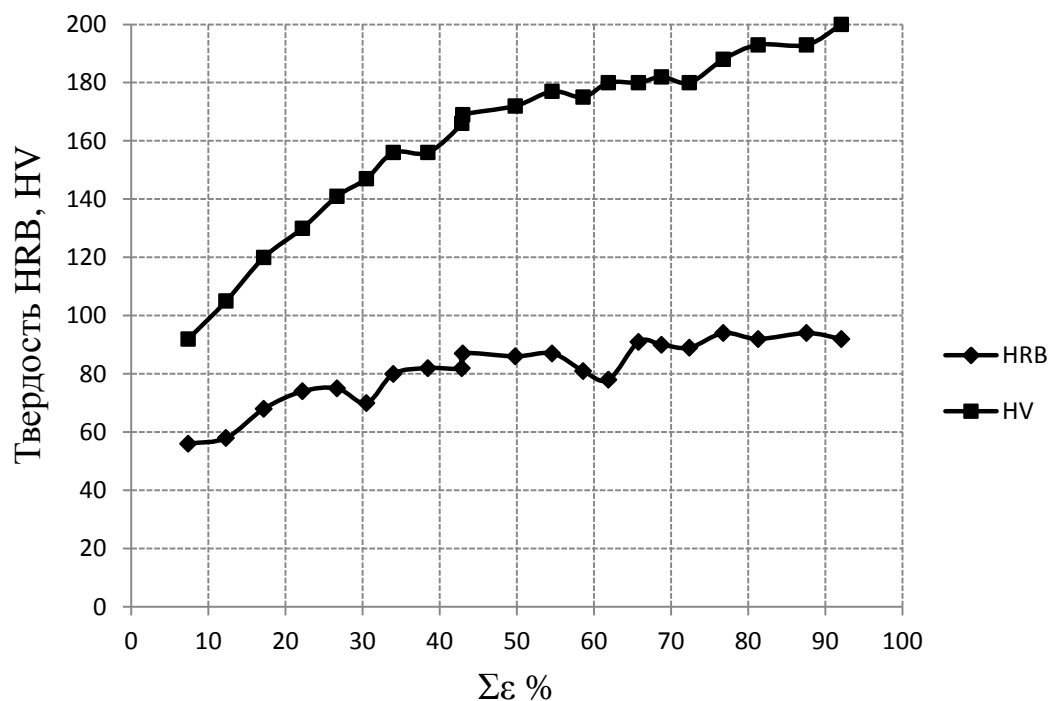


Рисунок 5.3 – Изменение твердости холоднокатаных полос сплава Л63 от степени деформации: HRB – по Роквеллу; HV – по Викксеру

Анализ стабильности результатов измерения твердости показывает, что в областях проявления атермического разупрочнения разброс результатов измерений резко возрастает, что подтверждается результатами, показанными на рисунках 5.4-5.6 на примере сплавов Л90, Л68 и Л63. Так дисперсия твердости в перечисленных выше интервалах возрастает в 2-9 раз. Отсюда следует вывод, что в областях проявления атермического разупрочнения увеличивается неоднородность и нестабильность механических свойств материала. Этот анализ свидетельствует о том, что построение зависимостей дисперсии измерений механических свойств от степени деформации является целесообразным при определении областей проявления ЯАР, так как данные зависимости позволяют

легко обнаружить эти области при исследовании любой механической характеристики.

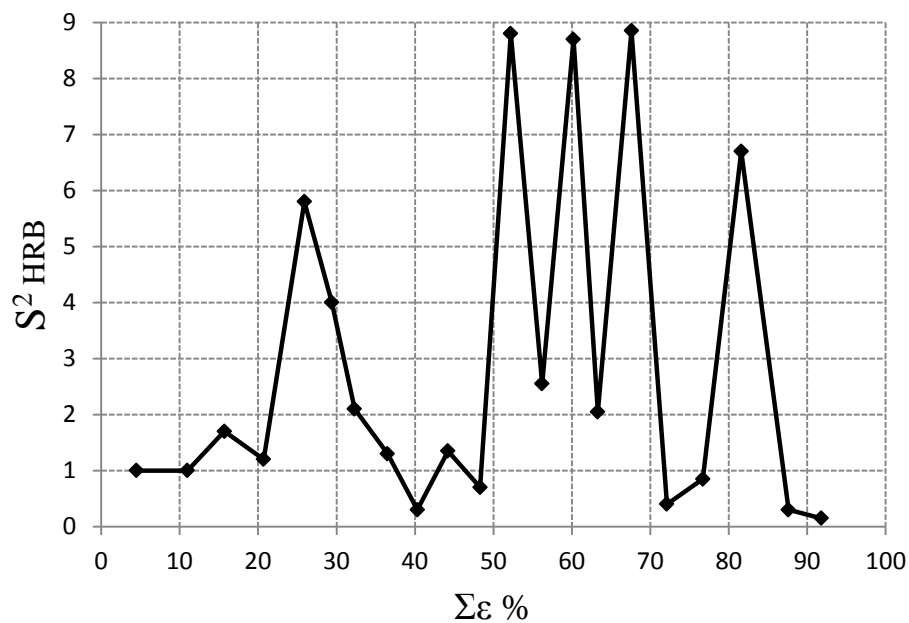


Рисунок 5.4 – Изменение неоднородности твердости по Роквеллу холоднокатаных полос сплава Л90 от степени деформации

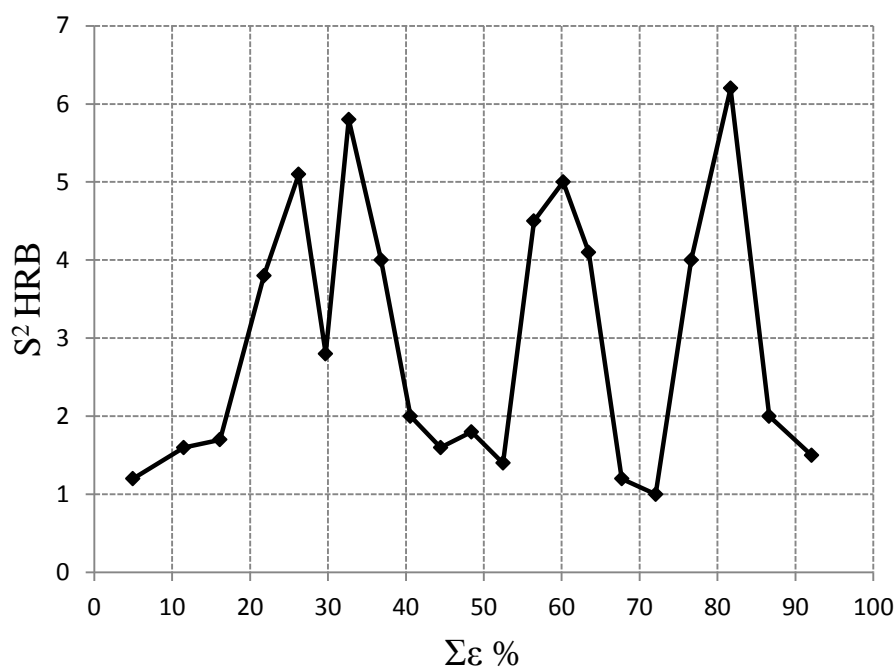


Рисунок 5.5 – Изменение неоднородности твердости по Роквеллу холоднокатаных полос сплава Л68 от степени деформации

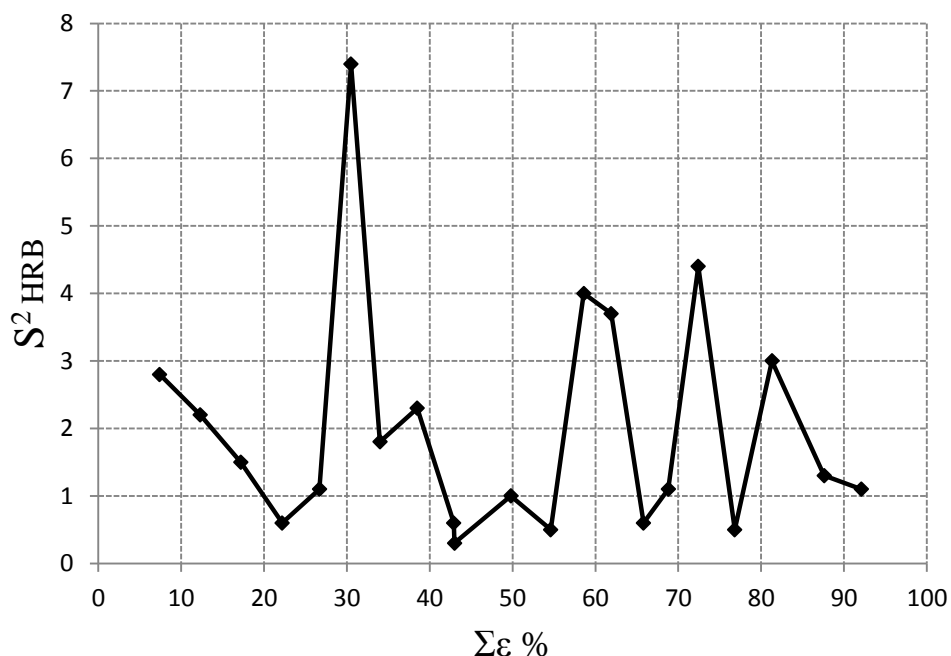


Рисунок 5.6 – Изменение неоднородности твердости по Роквеллу холоднокатаных полос сплава Л63 от степени деформации.

Величина самих областей немоного изменения свойств приблизительно одинакова и составляет порядка 6-10 %. Характер изменения величины твердости измеренной различными методами несколько отличается от изменения величины микротвердости как функции от степени деформации. Менее четкие минимумы наблюдаются на кривых HV, что, по-видимому, можно объяснить разницей в объемах исследуемых участков образцов при применении этих методов. Некоторое смещение положения областей немоного изменения свойств, полученное при определении величины твердости от положения этих областей при определении величины микротвердости объясняется внесением различной величины дополнительной деформации металла в процессе измерения.

Ранее для исследования ЯАР, в работах, выполненных в МИСиС, был использован рентгеноструктурный анализ. Оценка характера изменения текстуры деформации латуни Л63 была проведена путем исследования изменения полуширины (В) линий $\{111\}$ и $\{311\}$ в зависимости от степени деформации.

Было показано, что при критических степенях деформации происходит радикальная перестройка дислокационной структуры, приводящая к существенному увеличению длины свободного пробега дислокаций. Таким образом было отмечено, что в областях проявления ЯАР не происходит изменения типа текстуры, а наблюдается лишь некоторое ослабление компонент текстуры прокатки. Рентгеновский метод исследования не вносит дополнительной деформации и тем самым сдвигает области проявления ЯАР в сторону больших степеней деформации. Известно, что эффект ЯАР проявляется в материале при достижении определенного уровня внутренних и внешних напряжений. В силу неравномерности пластической деформации при прокатке эти условия неодновременно создаются во всем объеме материала, поэтому в областях немонотонного изменения свойств могут встречаться объемы, где ЯАР еще не наблюдается. Исходя из этого, можно сделать вывод о том, что разброс свойств в областях проявления эффекта атермического разупрочнения должен быть больше, чем при других степенях деформации.

Анализ стабильности отдельных механических характеристик показывает, что в областях проявления ЯАР разброс результатов измерений резко возрастает, как отмечено в работах [52] и соответствует результатам, приведенным на рисунках 5.4-5.6.

При проведении экспериментов в настоящей работе не проводили детального исследования влияния дробности деформации и технологической смазки на испытуемые сплавы. Однако, эксперименты со сплавом Л63 при изменении числа проходов и использования машинного масла в качестве смазки показали результаты идентичные результатам, ранее полученным в МИСиС. Из этих результатов следует, что изменение дробности деформации и применение технологических смазок при холодной прокатке полос не приводит к смещению областей деформации, в которых проявляется атермическое разупрочнение и не оказывает влияния на интенсивность изменения механических свойств в этих областях.

При производстве холоднокатаных полос и лент из латуней, как правило, предусмотрены промежуточные рекристаллизационные отжиги, число которых определяется конкретными условиями производства. Известно, что структура и механические свойства металла, сформировавшиеся в процессе холодной деформации, оказывают влияние на структуру и свойства металла после рекристаллизационного отжига. Поскольку исследование влияния промежуточного и окончательного рекристаллизационного отжигов на протекание ЯАР в указанных сплавах представляет собой не только научный, но и практический интерес, то вслед за исследованием МИСиС был выполнен дополнительный эксперимент.

Образцы сплава Л63 были прокатаны с различными суммарными обжатиями и подверглись рекристаллизационному отжигу в электропечи при температуре 620-640 °С в течение 2 ч. Анализ зависимости результатов измерения механических свойств отоженных полос от степени предварительной деформации показал аномальные изменения этих свойств при степенях деформации равным критическим. Величина областей немоного изменения твердости и микротвердости от степени деформации приблизительно соответствует величине этих областей, полученных при холодной прокатке. Однако, изменение величины твердости (HRB, HV) и микротвердости в этих областях по характеру отличается от полученных данных без использования отжига. Значения величин твердости и микротвердости при критических степенях деформации образуют максимумы, а не минимумы.

Полученные зависимости позволяют сделать вывод о том, что проявление ЯАР при дальнейшей холодной прокатке наблюдается при тех же значениях суммарной степени деформации, что были определены ранее. Величина областей проявления ЯАР и интенсивность изменения свойств в этих областях не зависит от величины холодной деформации, осуществленной перед промежуточным рекристаллизационным отжигом.

5.2 Стабилизация механических свойств холоднокатаных полос

Важнейшим показателем качества холоднокатаной листовой, полосовой и ленточной продукции является величина и стабильность механических свойств. В настоящее время нет четких рекомендаций по выбору рациональных (с точки зрения качества полос) режимов холодной прокатки, имеется только ряд результатов разрозненных исследований по вопросу выбора оптимальной величины суммарного обжатия при холодной прокатке, в которых не учитывается проявление ЯАР, приводящее к возрастанию нестабильности механических свойств прокатываемых материалов.

Эффективным средством использования ЯАР в практике холодной прокатки является получение материалов с регламентированными свойствами и структурой, так как в областях немоного изменения свойств происходит заметное увеличение дисперсии механических свойств как деформированных, так и отожженных материалов. В последнее время у потребителей проката из медных сплавов возрастает потребность в получении металлопродукции с заданными свойствами и структурой по всему объему изделия. Поэтому нередко не учет ЯАР, даже при условии применения самых совершенных технологических схем и совершенного оборудования, не позволяет получать продукции со стабильными механическими свойствами, что, безусловно, понижает выход годного на заводах-производителях.

Для использования результатов исследования ЯАР при автоматизированном расчете параметров режимов обжатий, как и в работе [43] на основе новых экспериментальных данных были получены математические выражения для определения допустимых интервалов относительных обжатий (таблица 5.4). 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 5.4).

Таблица 5.4 – Формулы для определения допустимых интервалов относительных обжатий

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	$-12n^2 + 69n - 27$	$-2,5n^2 + 21n + 35$

5.3 Заключение по главе

1. Выполненные экспериментальные исследования по дальнейшему изучению явления атермического разупрочнения подтвердили положения о явлении атермического разупрочнения применительно к простым латуням известного химического состава, произведенным на заводе ОЦМ.

2. Подтверждено, что для сплава Л90 в условиях холодной прокатки существуют четыре области обжатий, при которых наблюдается немонотонное изменение механических свойств с ростом суммарной степени деформации: 29-32 %; 48-52 %; 56-67 % и 76-81 %.

3. Впервые установлено, что для сплава Л68 в условиях холодной прокатки существуют четыре области обжатий, при которых наблюдается немонотонное изменение механических свойств с ростом суммарной степени деформации: 20-26 %; 29-36 %; 57-63 % и 76-84 %.

4. Подтверждено, что для сплава Л63 в условиях холодной прокатки существуют четыре области обжатий, при которых наблюдается немонотонное изменение механических свойств с ростом суммарной степени деформации: 26-30 %; 54-63 %; 68-72 % и 77-84%.

5. Подтверждено, что неоднородность свойств, сформировавшаяся при холодной прокатке, наследуется и в рекристаллизованном состоянии. Применение технологической смазки при холодной прокатке не оказывает влияние на местоположение областей проявления нестабильности свойств, а увеличение дробности деформации не приводит к возрастанию интенсивности изменения свойств в этих областях.

6. Отмечено, что полученные данные в целом коррелируются с ранее опубликованными результатами по сплавам Л90 и Л63, произведенным на Балхашском заводе ОЦМ. Некоторое расхождение по полученным результатам по всей вероятности связано с различием их химического состава в рамках ГОСТ.

7. Поскольку в областях проявления явления атермического разупрочнения увеличение структурной неоднородности приводит к нестабильности механических свойств, то рекомендуется осуществлять выбор величины суммарного относительного обжатия при холодной прокатке с учетом зон проявления явления атермического разупрочнения. Дано математическое описание для явления атермического разупрочнения для трех исследованных сплавов.

6 Практическое использование результатов исследований латуней

6.1 Совершенствование режимов обжатий горячей прокатки

На заводах ОЦМ по производству плоского проката процесс горячей прокатки по своей сути является головным процессом, который дает возможность производить товарную продукцию в виде листов или полос, а также подкат для производства холоднокатаных полос и лент.

В качестве примера для показа возможности использования полученных в работе результатов для совершенствования режима обжатий горячей прокатки возьмем вариант производства горячекатаных полос латуни Л90 размером 25х645х1500 мм на одном из заводов ОЦМ. Стан горячей реверсивной прокатки дуо 850х1500 обеспечивает прокатку со скоростью до 3 м/с.

Приступая к разработке режимов деформации, сначала выбирают наиболее рациональную схему прокатки слитков в условиях конкретного производства, определяют массу и размеры слитка [95]. Основными ограничениями обжатий при горячей прокатке являются угол захвата, прочность деталей рабочей клетки, допустимая нагрузка двигателей стана, пластичность прокатываемого металла, а также температура конца прокатки. Схему прокатки выбирают исходя из заданных размеров полос, размера слитка, требований к механическим свойствам и структуре металла, обеспечения максимальной производительности стана.

Реверсивная горячая прокатка полос имеет свои особенности [10, 80, 96]: существенное влияние размера и массы слитка, температуры и химического состава металла на деформируемость подката; процесс прокатки сопровождается динамической и статической рекристаллизацией сплава; уширение раскатов весьма значительно; прокатка в первых проходах ведется и в горизонтальных и вертикальных валках.

Безусловно, рациональный выбор технологического процесса горячей прокатки является сложной многоплановой задачей. В работе [10] проведен

анализ комплексной интенсификации технологии производства плоского проката. Показано, что оптимальный вариант технологического процесса должен быть выбран применительно к конкретным производственным условиям. Варианты технологического процесса ограничены: техническими характеристиками и производственной мощностью технологического оборудования; составом и свойствами материала заготовки; техническими требованиями к полуфабрикату, зависящими от его назначения.

Наличие оборудования инертно к изменению технологических режимов и лимитирует технологический процесс по усилию, мощности, температуре нагрева, скорости и продолжительности прокатки. Следовательно, к обрабатываемым слиткам и выпускаемым горячекатаным полосам должны быть предъявлены технические требования, которые соответствуют возможностям имеющегося оборудования и свойствам обрабатываемого сплава.

В качестве критериев оптимизации технологии горячей прокатки чаще всего применяют следующее [8, 97, 98]: усилия и моменты не должны превышать максимально допустимые значения; равномерность по проходам усилий и моментов; выполнение условий захвата полосы валками; выполнение требований по продольной и поперечной разнотолщинности, а также разноширинности полосы; выполнение условий по температурному режиму горячей прокатки; обеспечение оптимальной пластичности сплава в ходе обработки; обеспечение заданных механических свойств и структуры проката; максимальная производительность оборудования и другие технико-экономические показатели.

И наконец, самое важное – выбор технологических режимов горячей прокатки невозможен без знаний о пластичности обрабатываемого сплава и технологических параметров, ее определяющих.

Деформационный режим производства горячекатаных полос из сплава Л90 конечными размерами 25×645×1500 мм представлен в таблице 6.1, а диаграмма распределения обжатия по проходам приведена на рисунке 6.1.

По методике А.И. Целикова [98] произведен расчет энергосиловых параметров горячей прокатки с учетом результатов настоящего исследования

(главы 3, 4), определены значения сопротивления деформации по проходам для латуни Л90 (таблица 6.1).

Таблица 6.1 – Деформационный режим горячей прокатки слитка сплава Л90

№ прохода	H, мм	h, мм	Δh , мм	ϵ , %	Δb , мм	b, мм	α , °	σ_s , МПа
1	225,0	215,0	10	4	3	628	9	32,3
2	215,0	195,0	20	9	4	632	12	42,2
3	195,0	175,0	20	10	-6	626	12	44,7
4	175,0	155,0	20	11	2	628	12	46,9
5	155,0	135,0	20	13	-4	624	12	49,5
6	135,0	115,0	20	15	4	628	12	52,8
7	115,0	95,0	20	17	4	632	12	56,9
8	95,0	75,0	20	21	3	635	12	62,4
9	75,0	60,0	15	20	3	638	11	63,4
10	60,0	50,0	10	17	2	640	9	62,3
11	50,0	34,0	16	32	3	643	11	83,6
12	34,0	25,0	9	26	2	645	8	87,6

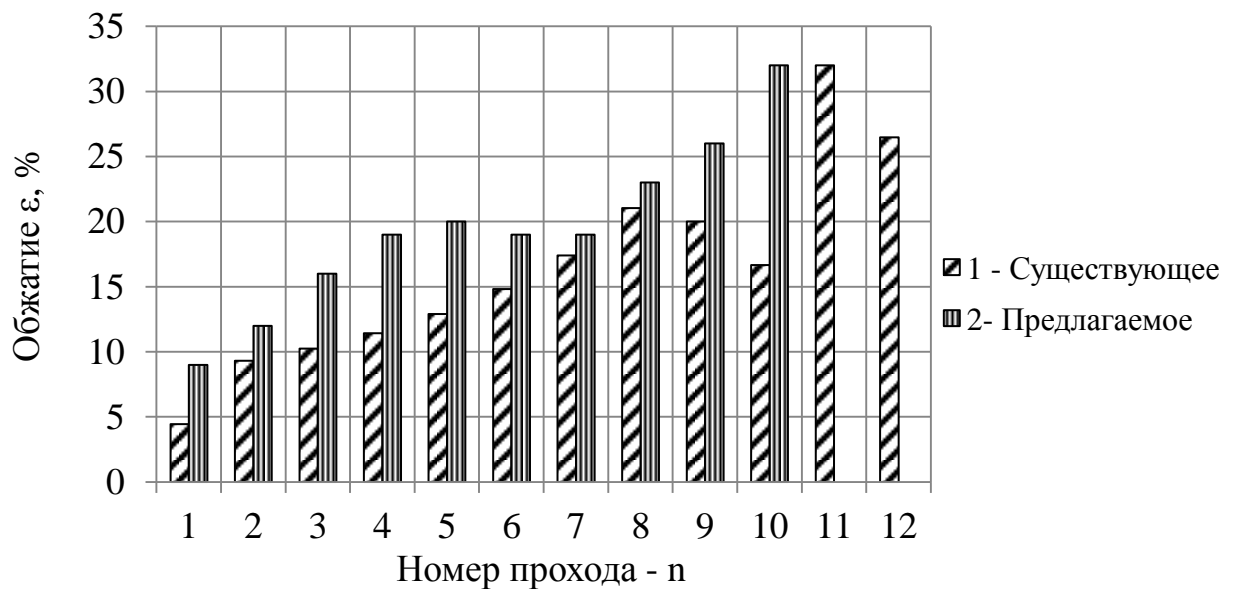


Рисунок 6.1 – Распределение обжатий по проходам

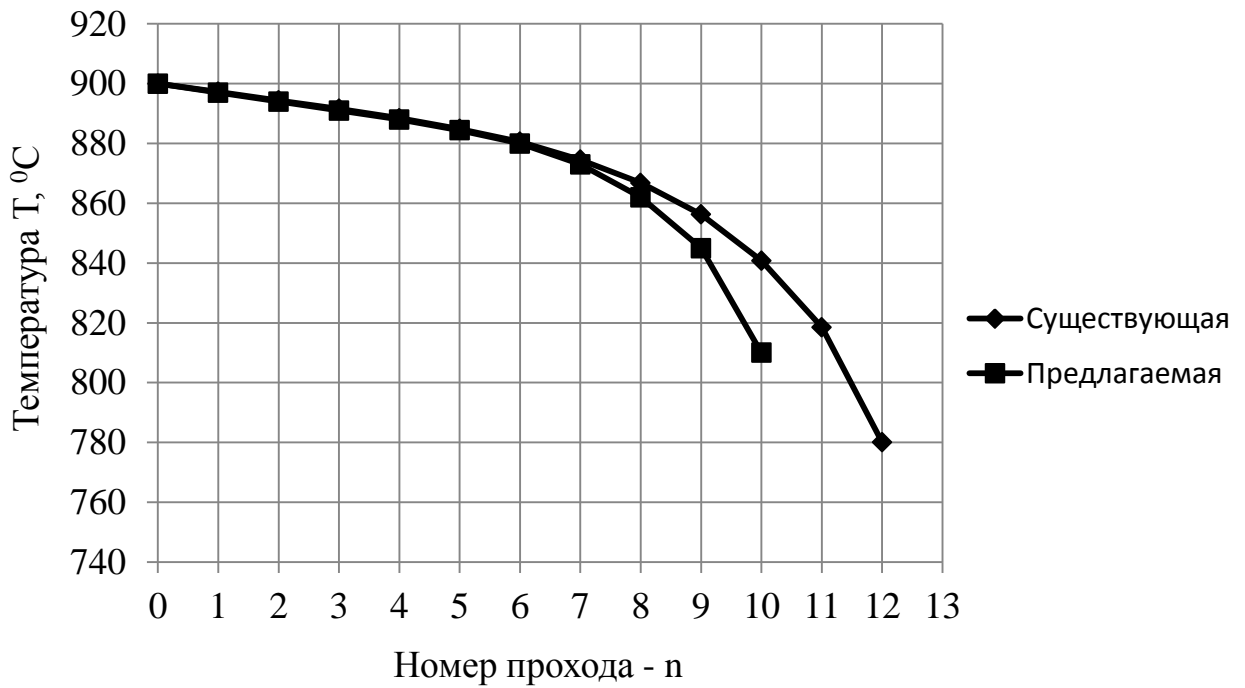


Рисунок 6.2 – Распределение температуры раската сплава Л90 по проходам

В таблице 6.2 представлены результаты расчета энергосиловых параметров процесса прокатки латуни Л90 в соответствии с существующим деформационным и температурно-скоростным режимом.

Таблица 6.2 – Энергосиловые и скоростные параметры процесса горячей прокатки сплава Л90.

№ прохода	$p_{ср}$, МПа	P , МН	M , МН.м	v , м/с	$\dot{\epsilon}$, c^{-1}
1	60,33	2,46	0,16	2	1,4
2	66,79	3,88	0,36	2	2,0
3	67,89	3,93	0,36	3	3,3
4	68,08	3,93	0,36	3	3,7
5	68,29	3,94	0,36	3	4,2
6	68,53	3,95	0,36	3	4,8
7	68,94	4,00	0,36	3	5,7
8	84,73	4,95	0,45	3	6,9
9	87,22	4,43	0,35	3	7,5

№ прохода	$p_{\text{ср}}$, МПа	P, МН	M, МН.м	v, м/с	$\dot{\epsilon}$, с ⁻¹
10	85,75	3,57	0,23	3	7,7
11	127,57	6,74	0,53	3	11,6
12	135,90	5,41	0,32	3	12,8

Существующий режим прокатки содержит 12 проходов. Из-за этого раскат имеет на выходе из стана низкую температуру конца прокатки, что естественно, сказывается на его свойствах. Из-за пониженной температуры конца прокатки при высокой скорости деформации процессы рекристаллизации не могут протекать полностью и структура сплава не носит характер полной рекристаллизации. 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 структуры. С целью усовершенствования технологии горячей прокатки предложено сократить число проходов до 10 и обжатие в последним проходе должно быть более 30 %.

Таблица 6.3 – Предлагаемый деформационный режим горячей прокатки слитка сплава Л90

№ прохода	H, мм	h, мм	Δh , мм	ϵ , %	Δb , мм	b, мм	α , °	σ_s , МПа
1	225,0	205,0	20	9	7	632	12	41,1
2	205,0	180,0	25	12	4	637	14	46,3
3	180,0	152,0	28	16	-6	630	15	51,5
4	152,0	123,0	29	19	2	633	15	55,9
5	123,0	99,0	24	20	-4	628	14	57,2
6	99,0	80,0	19	19	4	633	12	57,8
7	80,0	65,0	15	19	4	637	11	58,7
8	65,0	50,0	15	23	3	641	11	64,8
9	50,0	37,0	13	26	3	644	10	71,0
10	37,0	25,0	12	32	2	647	10	84,0

Таблица 6.4 – Энергосиловые и скоростные параметры процесса горячей прокатки сплава Л90 по предлагаемому режиму

№ прохода	$p_{ср}$, МПа	P, МН	M, МН.м	v, м/с	$\dot{\epsilon}$, с ⁻¹
1	66,32	3,84	0,35	2	1,9
2	68,36	4,46	0,46	2	2,4
3	70,05	4,83	0,52	3	4,3
4	70,03	4,90	0,54	3	5,2
5	68,31	4,34	0,43	3	5,8
6	66,36	3,75	0,33	3	6,4
7	64,95	3,29	0,26	3	7,0
8	91,77	4,67	0,36	3	8,7
9	104,90	4,99	0,36	3	10,5
10	133,69	6,13	0,41	3	12,6

При этом силовые параметры (таблица 6.4) процесса прокатки не превышают допустимых значений, а температурно-скоростные условия процесса становятся более благоприятными и температура конца прокатки поднимается до 810 °С (рисунок 6.2).

При прокатке по предложенному режиму согласно произведенным расчетам по типовым методикам [97-100], часовая производительность стана горячей прокатки возрастет на 9,7%, годовая – на 8,3%.

6.2 Совершенствование режимов обжатий холодной прокатки

На заводах ОЦМ по производству плоского проката из сплавов на основе меди процесс изготовления холоднокатаных полос и лент является завершающей стадией технологии производства готовой продукции. Известно, что холодная прокатка существенно влияет на механические свойства сплавов – с увеличением

степени деформации временное сопротивление разрыву и предел текучести возрастают, а относительное удлинения (сужение) уменьшается. При этом предел текучести возрастает в большей степени, чем временное сопротивление разрыву, это означает, что с увеличением степени деформации интервал между временным сопротивлением и пределом текучести уменьшается и в результате холодной деформации материал упрочняется.

Способность сплавов упрочняться при холодной деформации описывается кривыми деформационного упрочнения, выражающими зависимость истинного напряжения от степени деформации. Диаграмма деформационного упрочнения важна для характеристики технологического процесса холодной прокатки, так как она определяет состояние сплава после каждой стадии деформации, что необходимо знать для правильного выбора схемы технологического процесса [43].

Выполненные в настоящей работе исследования механических характеристик холоднокатаных полос трех сплавов в зависимости от величины суммарной степени деформации показали, что при определенных для каждого конкретного сплава, суммарных обжатиях наблюдается их немонокотонное изменение, названное явлением атермического разупрочнения. Если суммарная степень деформации при холодной прокатке соответствует зонам проявления ЯАР, то возникает нестабильность механических свойств полос, приводящая к снижению выхода годного. Следовательно, при разработке режимов холодной прокатки полос целесообразно, чтобы суммарная степень обжатия не соответствовала областям аномального изменения механических свойств сплавов.

Рассмотрим на примере сплава Л63 возможность корректирования действующей технологии производства холоднокатаных полос на заводе ОЦМ (рисунок 6.3). Горячекатаные полосы толщиной 10 мм сваривают в укрупненные рулоны массой около 5т, фрезеруют до толщины 9,4 мм и подаются на трехклетевой непрерывный стан 375/1000х1000 мм, где их прокатывают в три захода по режиму, представленному в таблице 6.5.

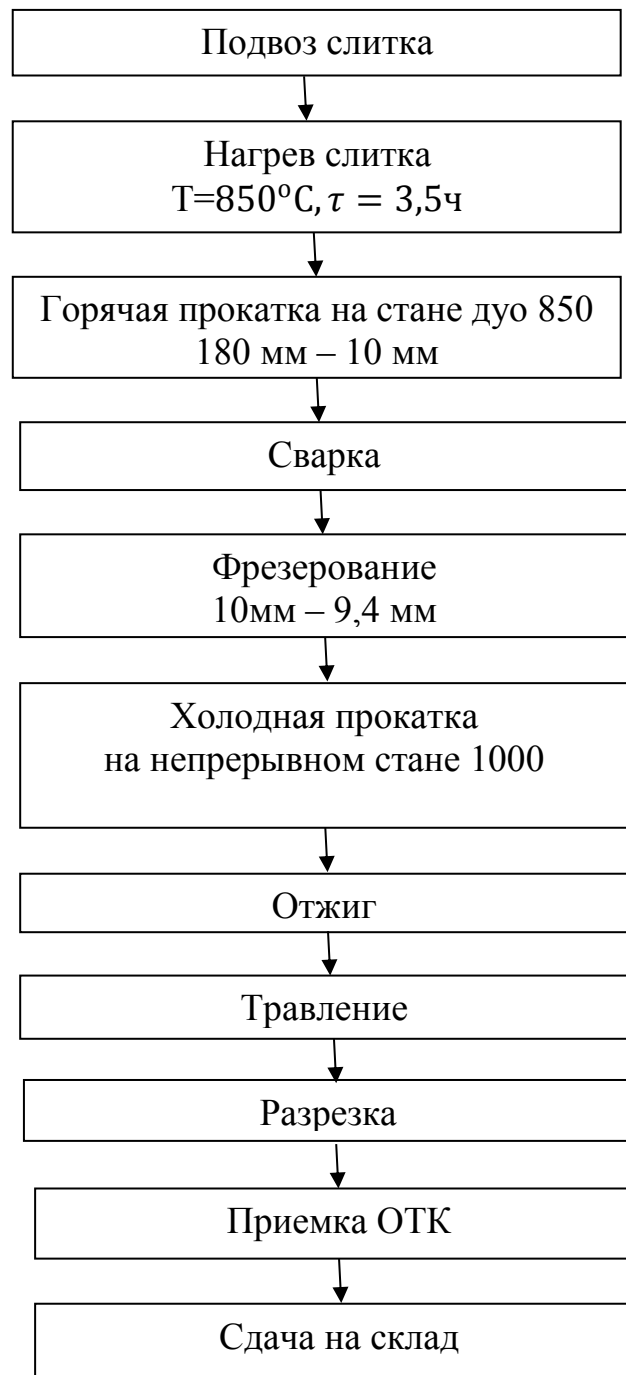


Рисунок 6.3 – Технологическая схема производства холоднокатаных полос сплава Л63

Недостатком этого способа прокатки является, то, что величина суммарного обжатия при холодной прокатке соответствует обжатиям, при которых наблюдается явления аtermического разупрочнения, что вызывает резкое увеличение дисперсии механических свойств готового продукта и, как следствие,

приводит к увеличению брака по механическим свойствам. Кроме того, большой разброс значений механических свойств может отрицательно сказаться на качестве продукции машиностроительных заводов.

Таблица 6.5 – Распределение обжатий при холодной прокатке полос сплава Л63 на непрерывном стане 1000

Параметры	1 заход			2 заход			3 заход		
	Клет			Клет			Клет		
	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 , 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

Таблица 6.6 – Распределение обжатий по предлагаемой технологии холодной прокатки полос сплава Л63 на непрерывном стане 1000

Параметры	1 заход			2 заход			3 заход		
	Клет			Клет			Клет		
	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

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 после фрезеровки до 9,7мм. Тогда холодная прокатка в три захода производится, 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 6.6)

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 4х200мм.

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 6.7).

Таблица 6.7 – Режим обжатий сплава Л90 при холодной прокатке

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

6.3 Заключение по главе

1. Показана возможность использования полученных результатов по совершенствованию процессов горячей и холодной прокатки.

2. Приведен пример практического применения полученных научных результатов по исследованию сопротивления деформации сплава Л90 по совершенствованию режимов обжатий горячей прокатки на заводе ОЦМ.
3. Приведен пример практического применения результатов исследования ЯАР сплава Л63 по совершенствованию режимов обжатий холодной прокатки на заводе ОЦМ.
4. Приведен пример практического применения результатов исследования ЯАР сплава Л90 по разработке режимов обжатий для реверсивного стана холодной прокатки экспериментально-промышленного комплекса.

Основные 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 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.

Список литературы

1. Сучков Д.И. Медь и ее сплавы. - М.: Металлургия, 1967. - 248 с.
2. Меркулова Г.А. Металловедение и термическая обработка цветных сплавов. - Красноярск.: Сибирский федеральный университет, 2007. - 262 с.
3. Солнцева Ю.П. Металловедение и технология металлов. Учеб. для вузов. - М.: Металлургия, 1988. - 512 с.
4. Новиков И.И., Золоторевский В.С., Портной В.К. и др. Металловедение. - М.: МИСиС, 2009. - 524 с.
5. Часников А.Я. Разработка и внедрение эффективных технологий производства плоского проката высокой точности из меди и ее сплавов на основе изучения их физико-механических свойств и структуры. - М.: Дис. на соискание ст. д.т.н, 2006.
6. Ефремов Б.Н., Юшина Е.В. Оценка влияния легирующих элементов на фазовый состав двухфазных латуней. - Изв. АН СССР Металлы, 1987. № 2.
7. Ефремов Б.Н. Роль фазового строения в формировании структуры и свойств ($\alpha+\beta$)-латуней. Оптимизация свойств и рациональное применение латуней и алюминиевых бронз. Тематический сборник научных трудов. - М.: Металлургия, 1988. - с 19-26.
8. Зиновьев А.В., Колпашников А.И., Полухин П.И., Глебов Ю.П. и другие. Технология обработки давлением цветных металлов и сплавов. - М.: Металлургия, 1992. - 510с.
9. Берман С.И. Прокатка листов и лент из тяжелых цветных металлов. - М.: Металлургия, 1977. - 264с.
10. Головин В.А., Кручер Г. Н. Листы и ленты из тяжелых цветных металлов (производство, свойства, применение) // Справочник. - М.: Металлургия, 1985. - 384 с.
11. Райков Ю.Н. Тенденции развития российского рынка проката из меди и ее сплавов // Медь, Латунь, Бронза. Учебное пособие для вузов. - М.: ОАО "Институт Цветметобработка", 2006.

12. Шаталов Р.Л., Мочалов Н.А., Босхамджиев Н.Ш., Кручер Р.Н. Новые технологии обработки давлением медных и цинковых сплавов. - М.: Теплотехник, 2006. - 220с
13. Мочалов Н.А., Галкин А.М., Мочалов С.Н., Парфенов Д.Ю. Пластометрические исследования металлов. - М.: Интермет инжиниринг, 2003. - 317с.
14. Губкин С.И. Пластическая деформация металлов. - М.: Metallurgizdat, 1961. - 376с.
15. Полухин П.И., Горелик С.С., Вороцов В.К. Физические основы пластической деформации. - М.: Metallurgiya, 1982. - 584с.
16. Горелик С.С., Добаткин С.В., Капуткина А.М. Рекристаллизация металлов и сплавов. - М.: Мисис, 2005. - 432с.
17. Jonas J.J., Sellars C.M., Tegart W.J. Metallurgical reviews, 1969. №130.
18. Горелик С.С. Рекристаллизация металлов и сплавов. - М.: Metallurgiya, 1978. - 568с.
19. Бернштейн М.Л., Добаткин С.В., Капуткина Л.М., Прокошкин С.Д. Диаграммы горячей деформации, структура и свойства сталей. - М.: Metallurgiya. 1989. - 544с.
20. Галкин А.М., Полухин П.И., Косырев В.К. Пластическая деформация сталей и сплавов. - М.: Мисис, 1996.
21. Парфенов Д.Ю. Исследование реологических свойств и определение режимов обработки сложнолегированных сплавов на основе меди в условиях горячей деформации. - М.: Дис. на соискание ст. к.т.н. 2000.
22. Ван Трыонг Кау. Исследование пластичности и сопротивления деформации легких сплавов с применением математических методов планирования эксперимента. Дис. на соискание ст.к.т.н. 1979.
23. Полухин П.И., Гун Г.Я., Галкин А.М. Сопротивление пластической деформации металлов и сплавов. - М.: Metallurgiya, 1983. - 352с.
24. Гун Г.Я., Косырев В.К., Галкин А.М. Теория и технология деформации металлов. - М.: Metallurgiya, 1976. №96. - с 73-77.

25. Гун Г.Я. Теоретические исследования обработки металлов давлением. - М.: Металлургия, 1980. - 456 с.
26. Зиновьев А.В., Шмурыгин Е.Г., Морозов Г.П., Луговов В.Ф. и др. Повышение эффективности производства листов, полос и лент из сплавов на основе меди и никеля. - М.: Металлургия, 1996. - 190с.
27. Беленький А.А., Злотин Л.Б., Крыжановский А.В. Разработка моделей процесса горячей. - М.: Цветные металлы, 1964.
28. Большаков А. П., Новиков С. А., Сеницын В. А. Исследование динамических диаграмм одноосного растяжения и сжатия меди и сплава АМг-6 // Пробл. прочности, 1979. № 10. - с 87-88
29. Галкин А. М., Дыя .Х., Зиновьев А.В. Пластометрические исследования реологии деформируемых материалов // Прогрессивные технологии ОМД. - М.: ИРИАС, 2009. - с 274-291.
30. Ellis O.W. The effect of work on metals and alloys. Journal of the Institute of metals, 1919. - с 319-333.
31. Jonson F. Experiments in the working and annealing of copper. The journal of the institute of metals, 1920. - с173-197.
32. Jonson F. The influence of cold rolling on the physical properties of copper. The journal of the metals, 1920. - с 443-473.
33. Bachmetow E. F. Die Walztestur und inveron derung in Abhangigkit von gradeder Vermung. Metallwirtsschaft und metalltechnik, 1931. - с 451-454.
34. Davidenko N, Bugakow W., Einfluss des Walzgrades auf die Aigenschten von d-messing. Metallwirtsschaft und metalltechnik, 1931. - с1-6.
35. Wood W. A, Rachinger W. A., Crystallite theory of strength of metals. The Journal of the institute of metals, 1949. - с 571-591.
36. Wood W.A. The lower limiting crustallite size and internal strains in some cold-worked metals. Proceeding of the royal society, 1939. - с 231-241.
37. Roll A, Motz H., Uber instetigkeiteendes harteverlaufs Beider Kaltverformung von Silber. Zeitschrift fur Metallkunde, 1955. - с 872-877.

38. Бриджмен П.В. Исследование больших пластических деформаций и разрыва. - М.: Металлургиздат, 1955. - 444 с.
39. Вишняков Я.Д., Владимиров С.А., Перегудов М.Н. Исследование тонкой структуры в сплавах системы никель-кобальт // Физика металлов и металловедение, 1971. №6. - с 1259-1262.
40. Вишняков Я. Д., Владимиров С. А., Лопухин П.И. Эффект атермического разупрочнения кристаллических материалов в процессе холодной пластической деформации. Док. АН СССР, 1972. - с 584-588.
41. Бейлин Б.И., Вишняков Я.Д., Владимиров С.А. Эффект повышения пластичности в ходе холодной прокатки // Изв. вузов Черная металлургия, 1972. - с 99-101.
42. Вишняков Я.Д., Владимиров С.А., Игнатъева Е.Г. Изменение дислокационной структуры никеля и его сплава с 20 % кобальта при прокатке в области больших обжатий // Физика и химия обработки материалов, 1973. - с 93-97.
43. Зиновьев А.В., Часников А.Я., Потапов П.В. Физико-механические свойства и пластическая деформация меди и ее сплавов. - М.: ИРИАС, 2009. - 258с.
44. Вишняков Я.Д. Современные методы исследования структуры деформированных кристаллов. - М.: Металлургия, 1975. - 480с.
45. Полухин В.П., Потемкин В.К., Вишняков Я.Д. и др. Аномалии изменений свойств стали 08кп при холодной прокатке // Пластическая деформация металлов и сплавов. Сб. науч. тр.МИСиС. - М.: Металлургия, 1985. - с 27-31.
46. Потемкин В.К., Полухин В.П., Вишняков Я.Д. и др. Влияние суммарного обжатия при холодной прокатке на штампуемость отожженного листа из стали 08кп // Черная металлургия, 1975. - с 65-68.
47. Poluchin V.P., Hartman H., Potjomkin V.K., Einfluss der gesamtanbahnung beim Kaltwalzen auf die qualitätskennziffern von Band. Neue Hutte, 1977. - с 556-558.

48. Хартман Х., Полухин В.П., Потемкин В.К. Влияние суммарного обжата на стабильность процессов холодной прокатки // Изв. Вуз. Черная металлургия, 1981. - с 62-64.

49. Шульгин Э.П., Данилец Э.Д., Седых Л.Е. Влияние суммарного обжата при холодной прокатке на свойства автолистовой стали // Теория и практика тонколистовой прокатки. ВПИ. Воронеж, 1985. - с79-84.

50. Буров А.В., Шевелкин С.Д. Некоторые особенности формирования механических свойств медных лент при больших деформациях // Изв. АН-СССР. Металлы, 1977. - с 172-176.

51. Шаталов Р. Л., Генкин А. Л. Автоматизация процесса горячей прокатки плоского металла // учебное пособие. - М.: МГОУ, 2009 . - 256 с.

52. Зиновьев А.В., Часников А.Я., Потапов П.В. Влияние режимов холодной прокатки полос сплавов на основе меди на стабильность их механических свойств // Тез. Докл. ДМетИ. Днепропетровск, 1988. - с118-119.

53. Зиновьев А.В., Шмурыгин Е.Г., Потапов П.В. и др. Технологические особенности совершенствования режимов холодной прокатки полос на основе меди с целью стабилизации механических свойств // Тез. Докл. - М.: ВДНХ, 1988. - с 12.

54. Зиновьев А.В., Бернштейн М.Л., Чумаков Ю.П., Шмурыгин Е.Г. К выбору оптимальных режимов холодной прокатки меди и латуни // Пластическая деформация металлов и сплавов. Сб. науч. тр./МИСиС. - М.: Металлургия, 1978. - с56-60.

55. Полухин В.П., Зиновьев А.В., Шмурыгин Е.Г. Влияние суммарного обжата при холодной листовой прокатке сплавов на основе меди на механические свойства. Вестник АН КазССР, 1979. - с32-35.

56. Зиновьев А.В., Чумаков Ю.П., Шмурыгин Е.Г. и др. Исследование нестабильности механических свойств меди // Пластическая деформация металлов и сплавов: Сб. науч. тр./МИСиС. - М.: Металлургия, 1982. - с114-118.

57. ГОСТ 931-90. Листы и полосы латуные. Технические условия. - М.: ИПК Издательство стандартов, 2003.

58. ГОСТ 9013-59. Металлы. Метод измерения твердости по Роквеллу. - М.: ИГЖ Издательство стандартов, 2001.
59. ГОСТ 15527-2004 Сплавы медно-цинковые (латуни), обрабатываемые давлением. - М.: ИПК Издательство стандартов, 2004.
60. Целиков А.И., Полухин П.И., Гребеник В.М. и др. Машины и агрегаты металлургических заводов в 3-х томах // Машина и агрегаты производства и отделки проката. - М.: Металлургия, 1988.
61. ГОСТ 2789-73. Шероховатость поверхности. Параметры и характеристики. - М.: Стандартиформ, 2006.
62. Бровман М.Я., Галкин А.М. Теория и технология деформации металлов. - М.: Металлургия, 1982. - с83-86.
63. Тарновский И.Я., Бровман М.Я., Серебrenиков В.Н., Додин Ю.С., Римен В.Х., Волкогон Г.М. Энергосиловые параметры прокатки цветных металлов и сплавов. - М.: Металлургия, 1975. - 136с.
64. 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. Сб. науч. тр международного научно-технического конгресса ОМД. 2014. с 199-204.
65. 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. - с3-8.
66. 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. с11-15.
67. Поздеев А.А., Тарковский В.И., Еремеев В.И., Баакашвили В. С. Применение теории ползучести при обработке металлов давлением. - М.: Металлургия, 1973. - 192с.

68. Ефимов В.Н., Бровман М.Я. Сопротивление деформации в процессах прокатки. - М.: Металлургия, 1996. - 254с.
69. Глебов Ю.П., Зиновьев А.В., Чумаков Ю.И. Технология обработки давлением цветных металлов и сплавов. - М.: Мисис, 1981. - 74с.
70. Крайнов В.И., Кропачев В.С. Пластометрические исследования на автоматизированном цифровом пластометре. - Челябинск . ЮУрГУ, 2004. - 25с.
71. Зюзин В.И., Бровман М.Я., Мельников А.Ф. Сопротивление деформации сталей при горячей прокатке. - М.: Металлургия, 1964. - 270с.
72. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов. - М.: Металлургия, 1978. - 392с.
73. Целиков А.И., Никитин Г.С., Рокотян С.Е. Теория продольной прокатки. - М.: Металлургия, 1980. - 318с.
74. Рудской А.И., Лунев В.А. Теория и технология прокатного производства. - С . Наука, 2008. - 525с.
75. Зиновьев А.В., Шмурыгин Е.Г., Морозов Г.П. и др. Повышение эффективности производства листов, полос и лент из сплавов на основе меди. - М.: Металлургия, 1996. - 192с.
76. Босхамджиев Н.Ш. Разработка температурно-скоростных условий деформации сплава цинк-титан, обеспечивающих высокое качество плоского проката. - М . Дис. на соискание ст. к.т.н, 2003.
77. Шиманаев А.Е. Установление особенностей горячей прокатки крупногабаритных слитков из сложнолегированных медных сплавов с целью повышения качества полос. - М . Дис. на соискание ст. к.т.н, 2003.
78. Румшицкий Л.З. Математическая обработка результатов эксперимента. - М.: Наука, 1971. - 192 с.
79. Добаткин С.В. Полигонизация и построение карт структурных состояний для оптимизации режимов горячей деформации сталей. - М.: Мисис, 1990. - 453с.
80. Коновалов Ю.В., Осипенко А.Л., Пономарев В.И. Расчет параметров листовой прокатки // Справочник. - М.: Металлургия, 1986. - 430с.
81. Целиков А.И. Основы теории прокатки. - М.: Металлургия, 1965. - 247 с.

82. Абрикосова Н.Х. Двойные и многокомпонентные системы на основе меди // Справочник. - М . Наука, 1979. - 248 с.
83. Колмогоров В.Л. Механика обработки металлов давлением. - М.: Металлургия, 1986. - 688 с.
84. Sandstrom R, Lagneborg R., Acta metall, 1975. - с 387-398.
85. Шухардина С.В. Двойные и многокомпонентные системы на основе меди. - М.: Наука, 1979. - 248с.
86. Зиновьев А.В., Хамидходжаев С.О., Морозов Г.П., Шмурыгин Е.Г., Потанов П.Е., Часников А.Я., Сугаков В.Н., Лобков А.И. Способ холодной прокатки рулонов А.С 1501336.
87. Зиновьев А.В, Шмурыгин Е.Г, Короченко Н.А, Потапов П.Е, Часников А.Я, Айдарбеко Н.К,. Способ получение холоднокатаных полос из сплава БрАМц9-2 А.С 1715454.
88. Зиновьев А.В., Хамидходжаев С.О., Чумаков Ю.П. Способ получение холоднокатаных лент из бронзы А.С 1390883, 1988.
89. Donngers E. Zur Venntnis der anderungeinger Eigenschaft von metallen und Tegeurungen durch Kaltverformung. Zeitschrift fur Metallkunde, 1955. - p 867-872.
90. Suzuki H. Report of Inst Industrial Science the University of Tokyo №3. - Tokyo, 1968. - p 139-240.
91. Новиков И.И., Строганов Г.Б., Новинков А.И. Металловедение, термообработка и рентгенография. - М.: МИСиС, 1994. - 478с.
92. Полухин П.И., Зиновьев А.В., Полухин В.П и др. Повышение качества полос из цветных металлов и сплавов. Алма-Ата Наука, 1982. - 288с.
93. Максимов Е.А., Шатанов Р.Л., Босхамджиев Н.Ш.,. Производство планшетных полос при прокатке. - М.: Теплотехник, 2008. - 336с.
94. ГОСТ 12.0.003-74. Система стандартов безопасности труда. Опасные и вредные производственные факторы. Классификация. - М.: ИГЖ Издательство стандартов, 1999.
95. ГОСТ 2208-2007. Фольга, ленты, листы и плиты латунные. Технические условия, 2007.

96. Ларке Е.К. Прокатка листового и полосового металла, - М.: Металлургия, 1959.

97. Кушакевич С.А. О комплексной интенсификации технологии производства плоского проката из тяжелых металлов. Цветные металлы, 1980.

98. Крейдлин Н.Н. Расчет обжатий при прокатке цветных металлов, - М.: Государственное научно-техническое издательство литературы по черной и цветной металлургии, 1963.

99. Полухин П.И., Федосов Н.М., Королев А.А. и др. Прокатное производство. - М.: Металлургия, 1982.

100. Савельев В.Б., Савельева Р.Н. Проектирование технологических линий по производству металлопроката // Учебное пособие. - Магнитогорск.: МГТУ, 2000.