

# **ДВУХВАЛКОВАЯ БЫСТРАЯ ЗАКАЛКА РАСПЛАВА**

**Гомель  
ГГТУ им. П. О. Сухого  
2019**

УДК 669.175.2

Авторы: *М. Н. Верещагин, Н. М. Запускалов, И. В. Агунович,  
Ю. Д. Черниченко*

**Двухвалковая быстрая закалка расплава** / М. Н. Верещагин [и др.]. – Гомель : ГГТУ им. П. О. Сухого, 2019. – 298 с. : ил. – ISBN 978-985-535-424-7.

Изложены авторские разработки по исследованию нанокристаллических и аморфных сплавов, получаемых высокоскоростной закалкой из расплава. Рассмотрен вопрос развития процесса непрерывного получения тонкой полосы при двухвалковом методе закалки расплава. Представлена теоретическая модель процесса двухвалковой закалки расплава при производстве тонкой полосы. Приведены результаты авторских экспериментальных исследований формирования структуры, кристаллического строения и свойств получаемых тонких полос при двухвалковой закалке расплава.

Для специалистов по обработке материалов давлением, физике конденсированных сред, материаловедению и литью металлов, инженерно-технических и научных работников, преподавателей, аспирантов, магистрантов и студентов соответствующего профиля.

Табл. 23, ил. 180, список лит. – 246 назв.

Рецензенты: проф. каф. «Машины и технология обработки металлов давлением» БНТУ д-р техн. наук, проф. *К. Е. Белявин*;  
зав. каф. «Технология металлов» БГАТУ д-р техн. наук,  
проф. *В. М. Капцевич*

*Рекомендовано к изданию Советом ГГТУ им. П. О. Сухого  
(протокол № 5 от 21.01.2019 г.)*

ISBN 978-985-535-424-7

© Оформление. Учреждение образования  
«Гомельский государственный технический  
университет имени П. О. Сухого», 2019

## ОГЛАВЛЕНИЕ

Введение.....	5
Глава 1. Развитие процесса непрерывного литья тонкой полосы.....	7
1.1. История развития процесса непрерывного литья тонкой полосы.....	7
1.2. Преимущества движущегося кристаллизатора.....	11
1.3. Процесс непрерывного литья полосы.....	17
1.4. Дефекты полосы.....	22
1.5. Индустриальные коммерческие установки.....	27
1.6. Стоимость проектов.....	30
Глава 2. Моделирование процесса двухвалковой закалки расплава при производстве тонкой полосы.....	34
2.1. Оценка формы полосы при ее получении из расплава на двухвалковой установке.....	36
2.2. Заливка расплава в межвалковое пространство.....	47
2.3. Моделирование процесса кристаллизации расплава в створе валков.....	56
2.4. Температурно-деформационный профиль валков-кристаллизаторов.....	72
2.5. Температурное поле пленки расплава.....	92
2.6. Особенности упругопластического сжатия тонкой полосы в процессе двухвалковой закалки расплава.....	99
2.7. Условие получения плоской ленты при двухвалковой быстрой закалке расплава.....	107
Глава 3. Динамическая устойчивость и массоперенос при двухвалковом методе непрерывного литья тонкой полосы.....	116
3.1. Динамическая устойчивость тонкостенных цилиндрических оболочек в процессе их вращения при наличии радиальной сжимающей нагрузки.....	116
3.2. Массоперенос в процессе прокатки замороженного металла при двухвалковом методе быстрой закалки расплава.....	128
3.2.1. Трение при скольжении шероховатых поверхностей.....	132
3.2.2. Закон трения для фактического контакта шероховатых поверхностей.....	135
3.2.3. Контактные напряжения на локальных площадках контакта шероховатых поверхностей.....	144
3.2.4. Анализ процесса взаимодействия «гребешков» шероховатости вала с поверхностью ленты.....	153
3.2.5. Коэффициент теплопередачи между лентой и валками для фактического пятна контакта шероховатых поверхностей.....	157

Глава 4. Формирование структуры и свойств ленты из электротехнической стали при двухвалковой быстрой закалке расплава .....	166
4.1. Геометрия и качество тонкой ленты.....	169
4.2. Металлографическая структура ленты и ее свойства.....	177
Глава 5. Кристаллическое строение и структурные особенности сплава Fe–Si–Al, полученного прокаткой расплава на валках со сверхтонким бандажом .....	190
Глава 6. Особенности структуры тонких лент из сложнолегированных сплавов системы Cu–Zn после быстрой закалки из расплава .....	215
6.1. Классификация сплавов системы Cu–Zn, структура и свойства .....	215
6.2. Экспериментальная установка для двухвалковой быстрой закалки-прокатки расплава .....	226
6.3. Изучение топографии поверхности быстрозакаленных лент .....	230
6.4. Исследование зеренной структуры и физико-механических свойств тонких лент.....	236
6.5. Изучение фазового состава и распределения легирующих компонентов в микро- и нанокристаллических сплавах .....	250
6.5.1. Фазовый состав в микро- и нанокристаллических сплавах.....	250
6.5.2. Распределение легирующих компонентов в микро- и нанокристаллических сплавах .....	260
Заключение .....	272
Литература .....	283

## ВВЕДЕНИЕ

Рациональное использование, улучшение качества существующих материалов, создание принципиально новых сплавов, которые отвечают требованиям новых поколений техники, являются неотъемлемой частью ускорения научно-технического прогресса.

В технически развитых странах создана новая технология металлургического производства – конечный продукт получается непосредственно из расплава за одну операцию – непрерывную разливку, которая минует многоступенчатость, трудоемкость и энергоемкость технологического цикла производства требуемого ассортимента прецизионных сплавов.

В настоящее время в области фундаментальных исследований процесса быстрой закалки расплава получены важные результаты по физической природе магнитных и электрических свойств аморфных и микрокристаллических материалов, изучено влияние легирования на свойства сплавов на основе железа, кобальта, никеля и других металлов, намечены пути повышения служебных характеристик путем целенаправленного формирования структуры сплавов.

Экономическая целесообразность новой технологии проявляется по мере увеличения сортамента продукции, объема производства, совершенствования и создания нового оборудования для осуществления быстрой закалки. Кроме того, получение продукта непосредственно из расплава является по сути безотходной технологией.

Повышение скорости охлаждения и затвердевания при быстрой закалке расплава значительно улучшает структуру, качество и физико-механические свойства металлов и сплавов. Одними из главных условий, определяющих скорость охлаждения, являются объем затвердевшего слоя расплава на поверхности охладителя, коэффициент теплопередачи на границе *расплав–охладитель*, а также время контакта осаждаемой пленки расплава с охладителем. Разработка метода двухвалковой закалки расплавленного металла была вызвана стремлением повысить скорость осаждения при изготовлении ленты. Однако оказалось, что хотя при закалке в двух валках начальная скорость охлаждения несколько выше скорости охлаждения в процессе спиннингования расплава на охлаждаемую подложку, короткое время контакта ленты с валками-кристаллизаторами приводит к резкому падению ее скорости охлаждения после отделения от валков, так как

основной отвод тепла и, следовательно, охлаждение получаемой ленты происходит уже после принятия ею своей окончательной формы. Кроме того, для предотвращения неустойчивости подачи расплава и сохранения постоянства охлаждения требуется прецизионное управление струей расплава и вращением валков-кристаллизаторов.

Анализ литературы показал, что процесс двухвалковой заковки расплава в основном используется для получения лент в диапазоне толщин 0,065–1,4 мм. Такой диапазон толщины ленты связан, с одной стороны, с ограничением возможности достижения высокой, около  $10^5$ – $10^6$  град/с, скорости охлаждения остывающего в створе валков металла за счет интенсивного теплоотвода, что ограничивает верхний предел. С другой стороны, при малой толщине и значительном отношении площади поверхности контакта ленты с валком к его объему более резко ухудшается качество изделий (сквозные прогары, несплошности и т. д.). Сюда же присоединяются возрастающие требования к качеству получаемых лент, что включает в себя точность их геометрических размеров и формы, показатели качества отделки поверхности, а также физико-механические, магнитные и другие свойства металлов и сплавов. Поперечная разнотолщинность ленты влияет на распределение обжатий при последующей холодной прокатке, что также ограничивает возможную минимальную толщину ленты. С точки зрения целесообразности и экономической выгоды нужна тонкая лента с минимальными искажениями геометрии и формы, позволяющими исключить последующую прокатку.

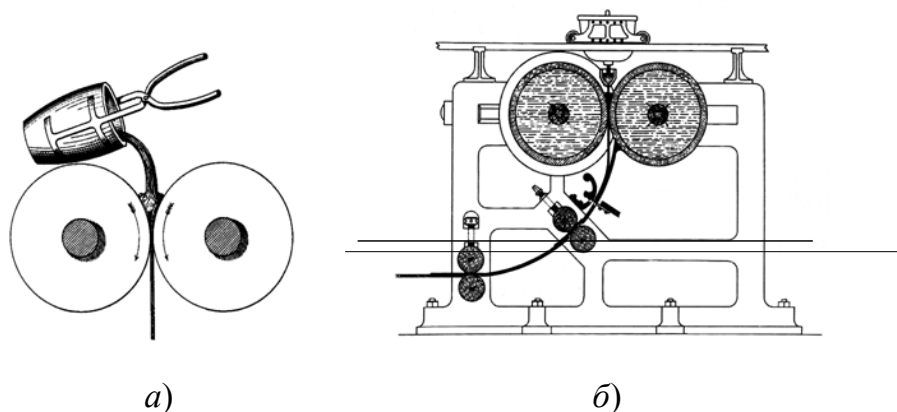
Формообразование тонкой полосы является сложной функцией не только продольной и поперечной разнотолщинности готовой продукции, но и целого ряда других факторов, зависящих от технологии, конструкции установки, систем электропривода и автоматизации. Ввод в строй новых высокопроизводительных установок для непрерывного литья тонкой полосы в двух валках-кристаллизаторах вызывает необходимость разработки обоснованной теоретически и пригодной для инженерной практики методики расчета параметров, оптимальной настройки установок для получения полос только равной формы с минимальной опасностью разрывов и утяжки полос под действием натяжения.

# ГЛАВА 1

## РАЗВИТИЕ ПРОЦЕССА НЕПРЕРЫВНОГО ЛИТЬЯ ТОНКОЙ ПОЛОСЫ

### 1.1. ИСТОРИЯ РАЗВИТИЯ ПРОЦЕССА НЕПРЕРЫВНОГО ЛИТЬЯ ТОНКОЙ ПОЛОСЫ

Идея литья полосы принадлежит известному металлургу Генри Бессемеру, который начал с простых экспериментов, взяв два закаленных валка и небольшой тигель вместимостью 9 кг, как показано на рис. 1.1, *а* [1].



*Рис. 1.1.* Эскиз, сделанный Г. Бессемером (*а*),  
и установка, запатентованная им в 1865 г. (*б*) [2]

Несколько позже он подал заявку и в 1865 г. получил патент на установку для литья полосы из стали и чугуна, показанную на рис. 1.1, *б* [2]. Однако низкий уровень технического оснащения того времени не позволил использовать этот метод в промышленном масштабе [1].

Простота метода и значительное удешевление производства стального листа были привлекательны для металлургов, поэтому интерес к идее периодически возникал в разное время [3]–[5]. Характеристики установок за первые 100 лет исследований показаны в табл. 1.1.

Основных проблем, из-за которых не удалось реализовать литье полосы в промышленные условия, было несколько. Например, плохая подготовка и чистота расплава, а также отсутствие необходимых керамических материалов для подачи расплава и его удержания в створе валков боковыми ограничителями. Или отсутствие материала валков, способного выдерживать огромные циклические тепловые нагрузки

при взаимодействии с расплавленным металлом. Высокие скорости литья требуют высокого уровня автоматизации, что также невозможно было обеспечить в те годы. Эти и другие причины приводили к плохому качеству литой полосы и низкой производительности литейной установки (см. табл. 1.1).

Идея немца Зигфрада Юнгаса и его машина для непрерывного литья оказались технически более просты, поэтому с середины прошлого века усилия металлургов были направлены на непрерывное литье заготовки с использованием качающегося кристаллизатора [6].

Накопленный опыт, полученный при развитии технологии непрерывного литья, появление новых материалов, высокий уровень аппаратной базы и вычислительной техники позволяют в настоящее время решить проблемы, которые долгое время тормозили внедрение технологии непрерывного литья полосы в промышленные условия. Компания Nucor (США) только что закончила строительство первого в мире завода в Кроуфордсвилле, штат Индиана, США, по производству тонкой литой полосы, предназначенной для коммерческого использования.

До появления непрерывной разливки сталь для получения слитка разливали в изложницы. После охлаждения слиток нагревали и прокатывали в обжимных станах, полученную таким способом заготовку использовали в последующей горячей прокатке [8].

Технологические этапы производства полосы с использованием разливки в изложницы показаны на рис. 1.2.

Применение более совершенной технологии литья с использованием качающегося кристаллизатора позволило получить непрерывно-литую заготовку и объединить процесс литья и последующую горячую прокатку в единый литейно-прокатный комплекс. Объединение двух процессов дало возможность исключить из технологической цепочки нагрев слитков, обжимные станы слябинга, при этом значительно сократились производственные расходы [8], [9]. Технологические этапы производства полосы с использованием непрерывной разливки схематически показаны на рис. 1.2. На установках непрерывной разливки, как правило, получают слябы толщиной ~ 250 мм [9], которые затем прокатываются на станах горячей прокатки до толщины 3–20 мм [9]. Такая высокая степень деформации заготовки требует использования мощного прокатного оборудования и больших производственных расходов. Поэтому следующим этапом удешевления стальной полосы стало литье тонкого сляба с толщиной 50 мм.



## Характеристика установок для непрерывного литья тонкой полосы

Исследователь, страна, период	Толщина, мм	Ширина, мм	Скорость литья, м/мин	Диаметр валков, мм	Материал полосы	Проблемы
Бессемер, Англия, 1846–1857	0,76			305	Сталь, олово, свинец	Неравномерная подача расплава, керамика, боковые ограничители, плохое качество полосы
Нортон, США, 1891	3,2–4,7		11,5	2400	Чугун, сталь	Плохое качество поверхности, низкая производительность
Хазелетт, США, 1930–1935	1–7	110	12,2	305	Сталь, алюминий, бронза, медь	Ликвация, износ валков
Улитовский, СССР, 1934–1941	1–5	500	0,7	–	Чугун, сталь	Плохое качество полосы, боковые ограничители, износ валков, низ- кая производительность
Павлов, СССР, 1938–1941	1–3	300	< 1	300	Чугун, сталь	Плохое качество полосы
Группа Степанова, СССР, 1950	0,25–12	40–1630	0,6–5	190–1100	Чугун, сталь, алюминий, сви- нец, олово	Плохое качество поверхности, износ валков, низкая производи- тельность

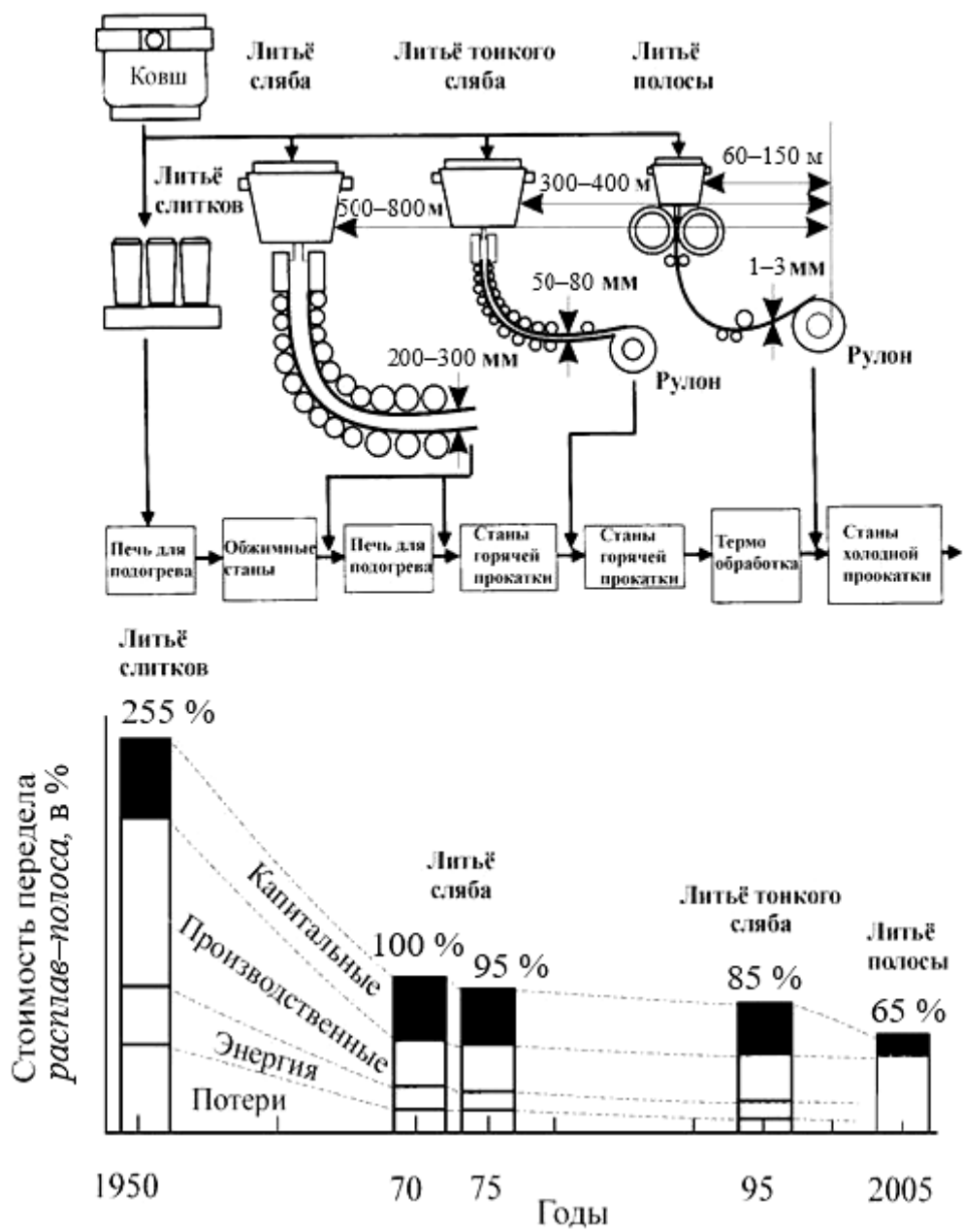


Рис. 1.2. Этапы развития метода литья заготовки [68], [86]

Уменьшение толщины литого сляба в 5 раз позволило снизить себестоимость производства полосы за счет сокращения времени нагрева слитка и частичного сокращения станов горячей прокатки [10]–[12]. На рис. 1.2 сравнивается толщина заготовки с себестоимостью полосы. За 100 % принята себестоимость полосы, полученной из литого тонкого сляба. Первый завод по производству тонкого сляба был построен в 1989 г. в г. Кроуфордсвилле, штат Индиана, США, компаниями Nucor (США) и Schloemann-Siemag (SMS) (Германия) [13].

Таким образом, усовершенствование технологии литья главным образом направлено на уменьшение толщины заготовки с целью исключения из производственной цепочки наиболее дорогих процессов, таких, как прокатка и нагрев заготовки.

## 1.2. ПРЕИМУЩЕСТВА ДВИЖУЩЕГОСЯ КРИСТАЛЛИЗАТОРА

**Технологические преимущества.** После того как непрерывная разливка достигла высокого уровня машинного оборудования и технология ее хорошо отработана, наметились пределы, при которых дальнейшее уменьшение толщины литой заготовки с использованием традиционного качающегося кристаллизатора стало сложным.

Поскольку тонкая заготовка быстро затвердевает, ее нужно отливать с большой скоростью, при этом сильно возрастает трение с поверхностью кристаллизатора [14] и увеличивается вероятность разрыва намороженной корочки (рис. 1.3). В результате разрывов образуются трудноустраняемые дефекты, такие как трещины, складки и несплошности на поверхности литой заготовки.

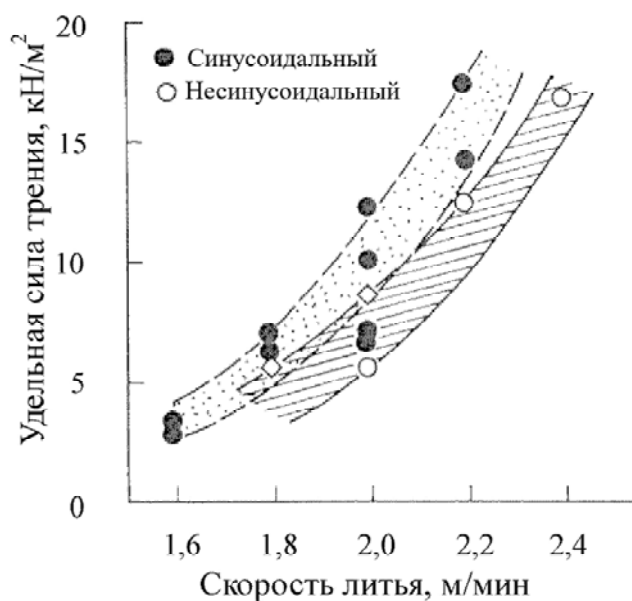


Рис. 1.3. Влияние скорости литья сляба на трение с поверхностью кристаллизатора с синусоидальным и несинусоидальным ходом качания [14]

В машинах непрерывного литья заготовок кристаллизатор совершает возвратно-поступательные движения (качания) вдоль технологической оси. Для уменьшения трения между слитком и кристаллизатором подается шлак в качестве смазки [15]. Следы от качания

и грубая поверхность как результат взаимодействия со шлаком при уменьшении толщины заготовки превращаются в серьезные дефекты, которые уже нельзя удалить механической зачисткой или «выглаживанием» поверхности при прокатке.

Использование кристаллизатора, движущегося вместе с формирующейся заготовкой, позволяет решить перечисленные выше проблемы. Поскольку рабочая поверхность кристаллизатора движется вместе с кристаллизующимся расплавом, то трение между ними минимально, что позволяет отливать заготовку очень тонкого сечения и с хорошим качеством поверхности [16]–[18].

**Экономические преимущества.** Получение тонкой полосы непосредственно из расплава позволяет полностью исключить из производственной цепочки все технологические операции, оставляя лишь для конечной доработки литой полосы станы холодной прокатки и отделочные операции, как показано на рис. 1.2. Такое сокращение технологической линии дает возможность в 4–10 раз снизить капитальные затраты [11], [12], [19]. Ожидается снижение на 40 % удельных капитальных затрат на производство тонны стали в сравнении традиционной технологией (непрерывная разливка и последующая горячая прокатка) [11]. Распределение статей капитальных затрат на производство литой полосы показано на рис. 1.4.

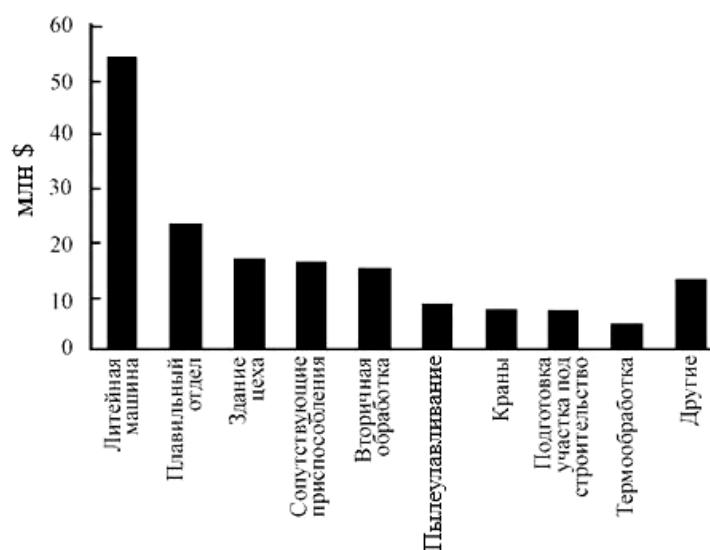


Рис. 1.4. Распределение капитальных затрат на строительство цеха по производству литой полосы [22]

Производственные расходы показаны в табл. 1.2. В расчетах Castrip принята стойкость керамики – не менее трех последовательных плавов, каждая – по 110 т [20]. В этих же расчетах принято время

на смену валков-кристаллизаторов в течение 10 мин [20]. Точный расчет производственных затрат пока затруднен в связи с неопределенностью в стойкости керамики и валков в условиях коммерческого использования литейной установки.

Таблица 1.2

**Распределение статей затрат на производство литой полосы [58]**

Статьи затрат	Доля, %
Трудовые	5,8
Огнеупоры для разливочного ковша и раздаточного сопла	29,3
Керамика для боковых ограничителей	21,3
Валки	19
Энергозатраты	1,8
Обслуживание	12,7
Другие	12,7
<i>Всего</i>	100

Дополнительные сложности в расчеты вносит зависимость производственных расходов от марочного состава стали и назначения конечного продукта.

Для нержавеющей стали ожидается, что тонна полосы будет на 50–150 \$ дешевле, если ее производить из литой полосы, а не из литого тонкого сляба [21]. Средства экономятся за счет сокращения транспортных расходов [21], [22]. Обычно при производстве нержавеющей стали слиток разливают в одном месте, затем его транспортируют на другой завод для прокатки, после чего возвращают для конечной доработки [23].

При производстве литой полосы из низкоуглеродистой стали (0,06 вес. % C) сэкономить удастся значительно меньше – всего 20–35 \$ с тонны, если сравнивать с производством полосы из литого тонкого сляба [21], [24]. Меньшая экономия объясняется более эффективным производственным циклом при производстве углеродистой стали, чем при производстве нержавеющей. При производстве углеродистой стали непрерывная разливка тонкого сляба, прокатка и конечная отделка сосредоточены в одном месте и совмещены в единый хорошо отработанный производственный цикл. Снижение цены при производстве литой полосы из углеродистой стали достигается за счет использования более дешевого лома с повышенным содержанием вредных примесей [24].

При отсутствии шлака расплав контактирует с поверхностью вала и кристаллизуется с большой скоростью [25]. Растворенные в расплаве элементы в течение короткого времени не успевают сегрегировать, поэтому содержание вредных примесей может быть увеличено без ухудшения качества полосы. Для избегания появления поверхностных трещин при литье тонких слябов стальной лом не должен содержать меди больше 0,15 %, а олова – 0,015 % [13]. При литье полосы содержание меди в ломе допускается в 3,5 раза выше – до 0,55 %, а для олова – в 10 раз – до 0,16 % [22].

**Энергетические и экологические преимущества.** Экономические преимущества являются важными, но не единственными достоинствами нового метода литья. Во многих промышленно развитых странах все больше внимания уделяется экологии. В связи с этим при оценке новой технологии важную роль играет энергопотребление новой технологии и ее влияние на окружающую среду.

Литье полосы позволяет значительно снизить энергетические расходы на производство. Результат эксплуатации индустриальной литейной машины в г. Крефельде (Германия) в рамках проекта Eurostrip показал, что расход энергии на тонну продукции в 7,5 раза ниже (0,4 ГДж), чем при использовании традиционного непрерывного литья и горячей прокатки (3,2 ГДж) [26]. Эти данные приблизительны, поскольку зависят от географического положения, структуры производства и марочного состава стали. Так, например, при литье полосы из нержавеющей стали экономия энергии от 2 до 5 раз больше, чем для углеродистой стали [21].

Увеличение соотношения поверхности к массе более чем в 40 раз приводит к интенсивной отдаче тепла в окружающую среду и быстрому охлаждению литой полосы. Это обстоятельство позволяет за короткий отрезок времени при необходимости разогреть полосу до нужной температуры, что дополнительно сокращает расход энергии на нагрев и уменьшает потери металла на окалину (табл. 1.2) [10], [19], [27], [28].

Исключение ряда промежуточных нагревов и сокращение времени нагрева позволяет уменьшить выброс вредных газов на тонну литой продукции  $\text{CO}_2$  в 7 раз (с 185 до 25 кг),  $\text{NO}_2$  – в 15 раз (с 290 до 20 г) и  $\text{SO}_2$  – в 3 раза (с 50 до 15 г) [26]. Таким образом, использование литья полосы и сокращение технологической линии снижает на 70–90 % общее количество вредных выбросов  $\text{CO}_2$ ,  $\text{SO}_2$ ,  $\text{NO}_2$  в сравнении с традиционной технологией [29].

**Основных характеристики процесса производства литых слябов и полосы**

Параметры	Литой продукт		
	Сляб	Тонкий сляб	Полоса
Вес расплава в кристаллизаторе, т [59]	> 5	~ 0,9	< 0,4
Скорость литья, м/мин	0,9–2,2 [60]	6 [25]	80 [25]
Скорость охлаждения, °C/с	12 [25]	50 [25]	10 <sup>2</sup> –10 <sup>6</sup> [61]
Средний тепловой поток к кристаллизатору, МВт/м <sup>2</sup> [25], [59], [62]	1,0–2,5	2–3	6–14
Константа кристаллизации $k$ , мм · мин <sup>1/2</sup> (толщина = $k(\text{время})^{1/2}$ )	16–27 [63]	25–26 [64]	10–19 [33], [65]
Время кристаллизации, с [7]	1070	45	0,15
Толщина, мм	250	50	1,6
Производительность, млн т в год	4 [11]	2 [11]	0,5 [30]
Удельные выбросы CO <sub>2</sub> , т, на тонну продукции [30]	0,2	0,14	0,04
Энергозатраты с учетом горячей прокатки, ГДж/т [30]	1,8	1,08	0,2
Удельная поверхность, м <sup>2</sup> /т (расчет сделан для размеров заготовки, указанных в скобках, мм)	1 (250 × 1550)	3 (50 × 1350)	82 (1,6 × 1350)
Потери на окалину, кг/м <sup>2</sup> [19]	–	7,8	0,2 (для толщины полосы 3 мм)
Административные и транспортные расходы [11]	Высокие	Низкие	Очень низкие
Трудозатраты, человеко-часов на тонну (для сравнения – на металлургических комбинатах по России эта цифра составляет 8–16 [66])	4–12 [67]	2 [67]	1 [67]

Окончание табл. 1.3

Параметры	Литой продукт		
	Сляб	Тонкий сляб	Полоса
Протяженность технологической линии, м	500–800 [30]	300–400 [22]	60 (Castrip) [22] 150 (Eurostrip) [26]
Площадь, м <sup>2</sup> [26]	105000	17500	7500 (Erostrip)
Капиталовложения, млн \$	–	–	80 (машина для литья полосы) [24]; 60 (плавильный цех) + 80 (машина для литья полосы) = 140 [49]; 110–150 [68]; 166 [22]; 150 (цех с электродуговой печью и литейной машиной) [24]; 200 (с плавильным цехом) [7]
Себестоимость, \$/т (для углеродистой стали) [49]	–	–	40
Стоимость полосы, \$/т (для нержавеющей стали) [68]	–	–	220–230



**Структурные преимущества.** Литая полоса толщиной 1–5 мм требует для своей обработки лишь стан холодной прокатки, а также финишные отделочные операции, что значительно сокращает как протяженность, так и продолжительность процесса производства полосы. Производство полосы – от разливки до смотки в рулон занимает не более 15 мин [29] при протяженности технологической линии в 60–150 м. Предприятие с таким коротким технологическим процессом компактно, легко перестраивается на новый марочный состав и не требует больших капитальных затрат (рис. 1.2 и табл. 1.3). Эти преимущества, по многим оценкам, будут являться стимулами для строительства микро-заводов. Термин и торговая марка «Микро-Завод» (Micro-Mill™) [7] уже специально зарегистрирован для типа завода, использующего литье полосы, и отличается от мини-завода (Mini-Mill™), в основу которого заложено непрерывное литье тонкого сляба. Микро-заводы смогут производить сталь лучшего качества при той же или даже более низкой цене, чем по традиционной технологии. Гибкость технологии, ориентированной на конкретного потребителя, позволит более точно выполнять условия заказчика по марочному составу [23].

Таким образом, новая технология дает значительные преимущества как производителям, так и потребителям листовой стали. Производительность установки для литья полосы оценивается в 0,5 млн т в год [30]. Поэтому ее использование главным образом даст значительное преимущество производителям нержавеющей стали, которые имеют приблизительно те же объемы производства. Большинство производителей нержавеющей стали – относительно небольшие фирмы, не имеющие на своих заводах станов горячей прокатки. Низкие капитальные затраты и литье тонкой полосы позволят им самим полностью обрабатывать сталь от ее разливки до финишных, отделочных операций, исключив транспортировку промежуточного продукта к станам с горячей прокаткой и сократив площади под складские помещения.

### **1.3. ПРОЦЕСС НЕПРЕРЫВНОГО ЛИТЬЯ ПОЛОСЫ**

Из всего разнообразия известных методов непрерывного литья полосы [31] в начале 80-х гг. было выбрано два метода: подача расплава сверху на поверхность вращающегося валка и литье в зазор между двумя вращающимися навстречу друг другу валками. Основным аргументом в пользу литья полосы на один валок был уже накоплен-

ный к тому времени опыт при отработке производства быстрозакаленных лент с аморфной и микрокристаллической структурой. Однако несимметричная кристаллизация и невозможность контролировать качество свободной поверхности литой полосы при литье по одновалковой схеме заставили отказаться от этого метода и сконцентрировать основные усилия на двухвалковом методе. Дополнительным преимуществом двухвалкового метода является более высокая производительность, чем по одновалковой схеме.

В табл. 1.4 приводятся параметры некоторых установок, используемые для исследования и производства литой полосы. Типичная схема установки и контролируемые параметры показаны на рис. 1.5.

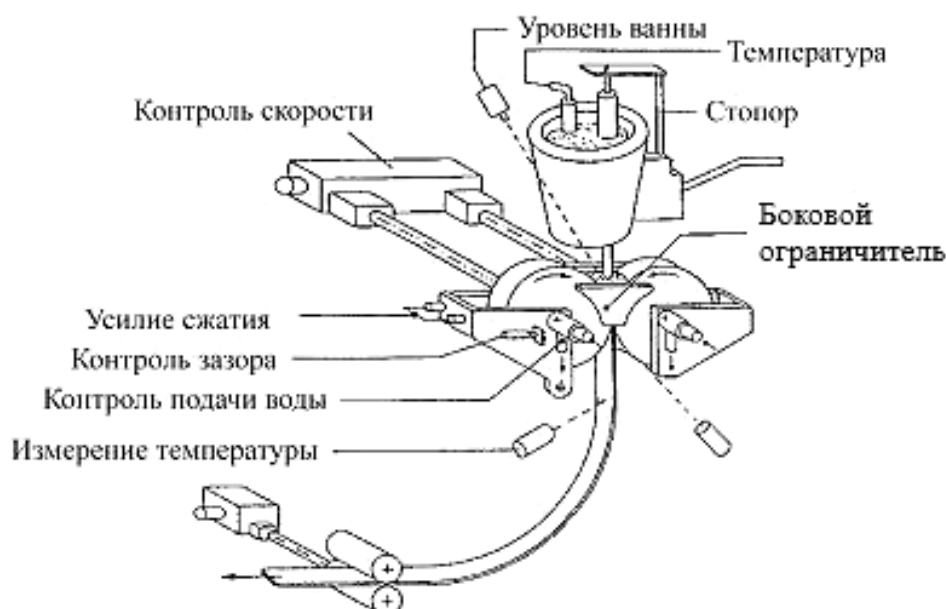


Рис. 1.5. Общий вид установки для непрерывного литья полосы

Расплавленный металл через керамическое сопло подается в створ вращающихся навстречу друг другу валков. Для формирования в створе валков ванны расплава используются боковые ограничители, расположенные с торцов валков. При вращении валков происходит намораживание корочки металла на поверхности валка, которые, встречаясь, свариваются, формируя полосу при выходе из створа валков.

Параметры литейных машин для производства стальной полосы

Страна	Компания	Ковш, т	Скорость литья, м/мин	Диаметр валка, мм, материал	Толщина, мм	Ширина, мм	Рулон, т	Материал полосы	Источник
США	Castrip	110	80	500	1–2	1345–2000	25	Углеродистая, нержавеющая	[30]
Германия	Eurostrip	90	60–100	1500	2–3; 1,5–4,5	1100–1450	90; 3 × 30	Нержавеющая	[51]
Италия		60	40–100	800/1500 Cu	2–3	1130–1350	20	Нержавеющая, углеродистая, Fe–Si	[52], [69]
Франция	Myosotis	92	20–80	1500, Cu + Ni	2–4	865–1350	15	Нержавеющая, Fe–Si, углеродистая, Fe–Ni (инвар)	[40], [70]
Австралия	BHP IHI	60	80	500, Cu	0,9–2,0	1345	25	Углеродистая, нержавеющая	[49], [71]
Япония	Nippon Steel/ Mitsubishi Heavy	60	20–130	1200, сталь, Cu + (Ni, керамика)	1,6–5	800/1330	10	Нержавеющая	[72], [73]
	Kawasaki	3	60–420	550/800, Cu	0,2–0,8	500	0,5	Нержавеющая, специальная	[74], [75]
	Pacific Metals Hitashi Zosen	10	50	1200, сталь	2,5	1100	10	Нержавеющая	[76]

Окончание табл. 1.4

Страна	Компания	Ковш, т	Скорость литья, м/мин	Диаметр валка, мм, материал	Толщина, мм	Ширина, мм	Рулон, т	Материал полосы	Источник
Франция	IRSID	0,3/8	15–90	660, сталь, Cu, Cu + (Ni, Cr–Zr)	1–2	200/800	1,5	Углеродистая, специальная	[38], [43]
Германия	ZFW	0,25	90–480	350/500, сталь, Cu	0,6–3	30–800	–	Нержавеющая, специальная	[77]
	Аахен Универ- ситет (RWTH)	0,18	6–60	580, Cu	0,5–3	150–300	0,18	Углеродистая, нержавеющая, специальная	[26], [78]
	Max Planck Institute	0,07	5–25	330, сталь	0,5–3	120	0,07	Углеродистая, Fe–Si	[34], [79]
Корея	Posco RIST/Davy	5/10	Макси- мальная 50/135	750/1250, 1300, Cu + Ni, сталь	1,8–5,0	350/1300	1,8	Нержавеющая, Fe–Si, Fe–Ni	[39], [80], [81]
Англия	British Steel	2–5	8–36	750, сталь	1–5,5	74/500/750	3	Нержавеющая, Fe–Si	[46], [82]
Россия	VNIIMET- MASH		360	340, Cu–1%Cr	0,1–0,5	150	0,05	Специальная	[83]
Тайвань	ITRI		12–24	400, Cu–1%Cr	2	300		Нержавеющая	[84]

*Примечание.* + обозначает материал покрытия, например, Cu + Ni, т. е. рабочая поверхность медного валка покрыта никелем.

Для сварки корочек к валкам прикладывается некоторое сжимающее усилие [16], [32]. В отсутствие сжатия корочки не свариваются и металл протекает в створ валков (см. правую картинку на рис. 1.6).

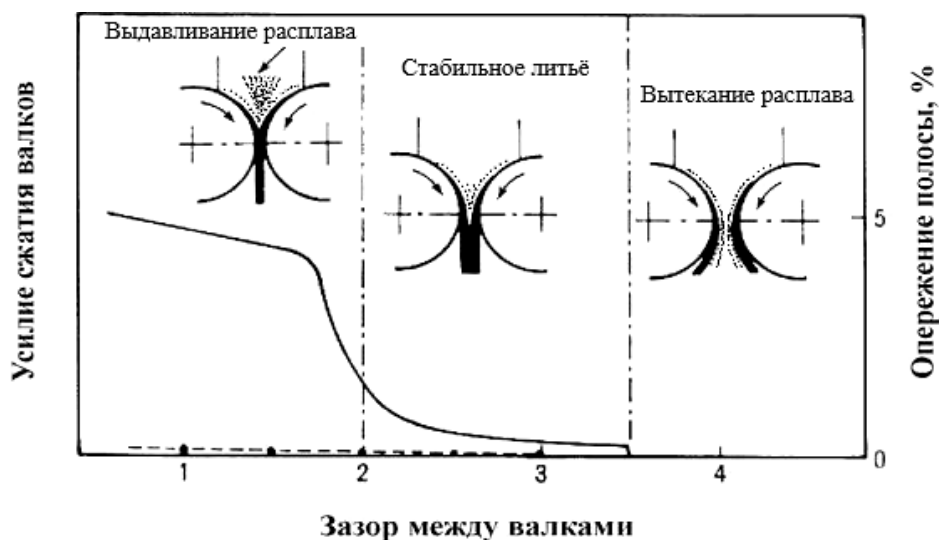


Рис. 1.6. Влияние усилия сжатия валков на процесс литья [33]

При больших усилиях сжатия, как и в процессе горячей прокатки, полоса деформируется и появляется опережение полосы. Деформация полосы нежелательна, так как увеличивает ликвацию. Расплав с легкоплавкой концентрацией кристаллизуется в последнюю очередь и сосредотачивается между корочками. Давление, приложенное к валкам, выдавливает этот легкоплавкий расплав, как показано на рис. 1.6, на левой схеме. Таким образом, химический состав расплава в центральной части ванны отличается от среднего химического состава расплава, что приводит к кристаллизации полосы с неравномерным химическим составом по толщине [33], [34].

Основными параметрами процесса являются скорость литья и поперечное сечение литой полосы, поскольку от них зависит производительность установки, как показано на рис. 1.7.

Увеличение диаметра уменьшает тепловую нагрузку и температуру поверхности вала-кристаллизатора, что позволяет отливать при той же скорости литья большее количество стали. Однако увеличение диаметра затрудняет доставку расплава в створ валков и требует увеличения размера дорогих керамических боковых ограничителей. Анализ конструкции установок, рассчитанных на промышленное коммерческое использование, показывает, что пока нет единого мнения об оптимальном диаметре валков. Castrip® использует валки с диаметром в 0,5 м, в то время как Nippon – 1,2 м и Eurostrip® – 1,5 м.

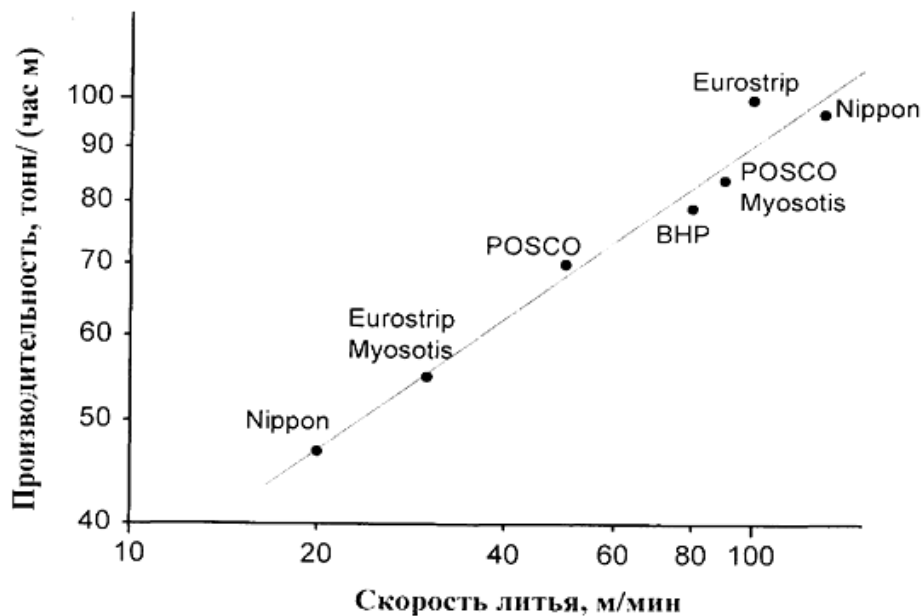


Рис. 1.7. Влияние скорости литья на производительность установки

*Примечание.* Данные о скорости разлива и толщине литой полосы, необходимые для расчета производительности, взяты из источников [26], [39], [49], [70], [87], плотность стали принята  $7,8 \text{ т/м}^3$  [88].

Керамические боковые ограничители являются одними из самых дорогих материалов установки (см. табл. 1.2), от стойкости и цены которых зависит рентабельность установки. Керамический ограничитель должен плотно прилегать к торцам валков, быть износоустойчивым, выдерживать огромный перепад температуры между холодным торцом валка и расплавом. Одним из материалов, удовлетворяющим этим требованиям, является керамика на основе нитрида бора (BN) [35], [36].

#### 1.4. ДЕФЕКТЫ ПОЛОСЫ

Полоса толщиной в 1–2 мм почти не оставляет возможности улучшить ее качество за счет последующей обработки, поэтому существенно повышаются требования к качеству поверхности и геометрии литой полосы.

**Поверхностные трещины.** Из опыта традиционной непрерывной разливки известно, что с увеличением теплового потока резко увеличивается вероятность образования поверхностных трещин. Критический тепловой поток, при превышении которого появляются трещины для низко- и среднеуглеродистой стали, показан на рис. 1.8 [37].

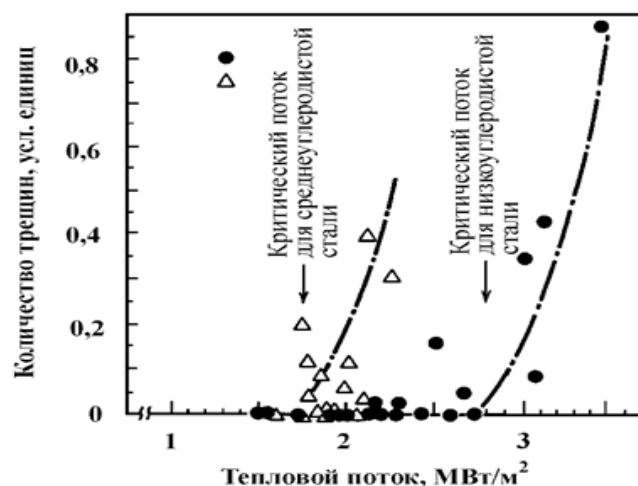


Рис. 1.8. Влияние теплового потока на появление поверхностных трещин для литой заготовки из низкоуглеродистой и среднеуглеродистой стали [37]

При литье полосы тепловой поток в несколько раз перекрывает допустимый (см. табл. 1.3), что хорошо иллюстрирует сложность получения литой полосы без поверхностных трещин.

Проблему удастся решить за счет использования целого комплекса мер. Подбор материала покрытия [38] в сочетании со специальным микрорельефом поверхности вала [25], [39] позволяет снизить теплопередачу и уменьшить тепловой поток. В качестве покрытия разные компании используют различные материалы на основе Ni, Cr или керамики [40]. Влияние шероховатости поверхности вала и защитной инертной атмосферы на появление поверхностных трещин литой полосы показано на рис. 1.9.

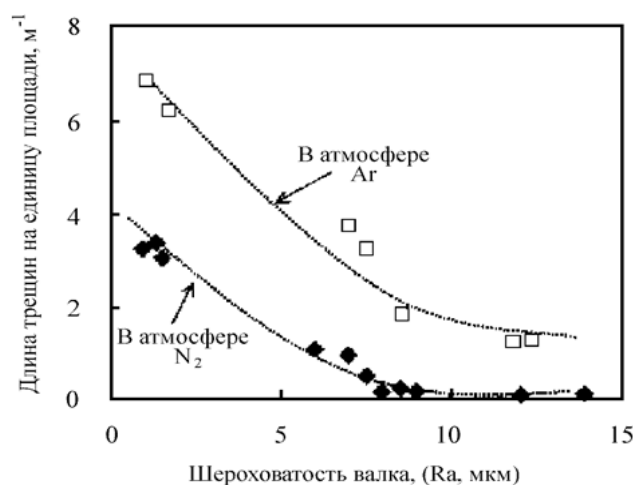


Рис. 1.9. Влияние параметра шероховатости поверхности вала  $Ra$  на плотность поверхностных трещин литой полосы [39]

Для исключения появления поверхностных трещин также используется специальная конструкция сопла, позволяющая равномерно подавать металл в створ валков. Турбулентные потоки [41] и рябь на поверхности расплава приводят к появлению трещин [42]. По данным исследований, волны на поверхности расплава высотой в 2–3 мм достаточно для появления трещин на поверхности литой полосы [42]. Для уменьшения волнистости обычно используют затопленное в ванне расплава сопло, при такой схеме подачи расплава керамическое сопло не должно реагировать с расплавом, поскольку это также приводит к дефектам на поверхности полосы [25].

Следующей мерой уменьшения появления трещин является использование минимального усилия сжатия валков [34], [43].

**Разнотолщинность.** В процессе литья валки неравномерно нагреваются и изменяют свой начальный профиль [44]. Поскольку полоса формируется в узком межвалковом зазоре, то поддержание стабильного зазора очень важно для получения полосы с минимальной разнотолщинностью и хорошей плоскостностью. Подбор начальной профилировки поверхности валка в сочетании с выбором оптимальной толщины и материала водоохлаждаемого бандажа валка позволяет свести к минимуму разнотолщинность литой полосы [5], [44]–[46].

Другой причиной разнотолщинности являются боковые ограничители, которые не позволяют обеспечить такие же условия теплоотвода, как в центральной части по длине бочки валка. По этой причине разнотолщинность сосредоточена у кромок полосы [25]. Для улучшения геометрии литой полосы в линии перед моталкой устанавливается стан (рис. 1.10) для горячей прокатки и после охлаждения полосы обрезают кромки. Разнотолщинность полосы и требования стандартов разных стран приведены в табл. 1.5.

**Плоскостность.** Плоскостность литой полосы является важной характеристикой ее качества и характеризуется величиной  $(A/S)100\%$ , где  $A$  – амплитуда отклонения полосы от плоской поверхности и  $S$  – расстояние между волнами.

Причины, вызывающие неплоскостность, могут быть разные: неравномерные тепловые и структурные изменения, происходящие в полосе при ее кристаллизации и охлаждении, неравномерная пластическая деформация между валками и др. В табл. 1.5 приводятся плоскостность литой полосы и требования стандартов для горячекатанной продукции. Ухудшение плоскостности после горячей прокатки объясняется неравномерностью деформации литой полосы по ее ширине. Плоскостность полосы улучшают холодной прокаткой с натяжением [47].



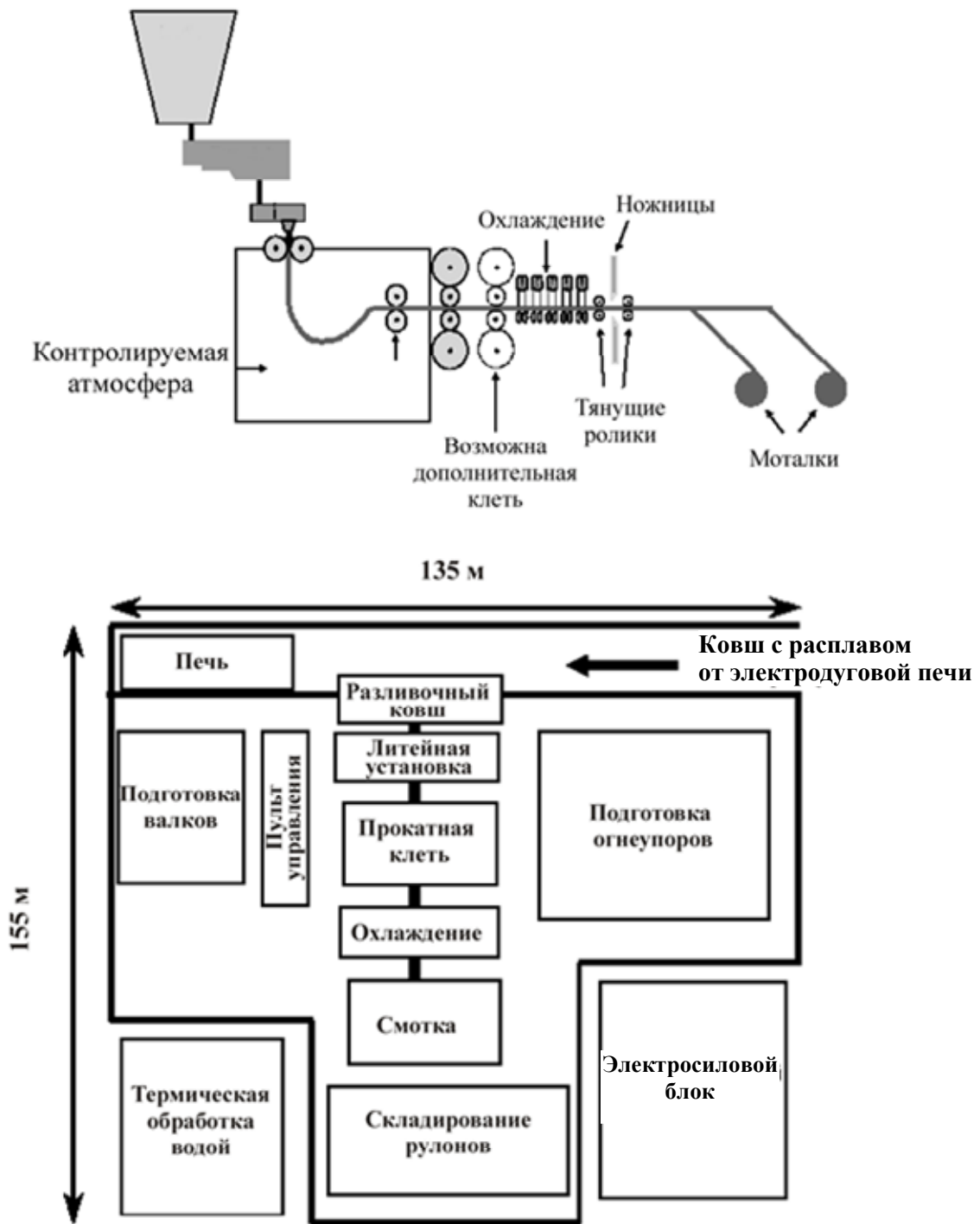


Рис. 1.10. Схема установки и план цеха для непрерывного литья полосы в Кроуфордсвилле, Индиана, США [50]

## Влияние прокатки на разнотолщинность и плоскостность литой полосы

Геометрия		Состояние	
		Литая	Литая + горячая прокатка
Толщина полосы, мм		1,6÷1,9	1,0÷1,4
Продольная разнотолщинность, мм		±0,054	±0,034
Поперечная разнотолщинность с обрезкой кромок по 25 мм		±0,103	±0,045
Поперечная разнотолщинность с обрезкой кромок по 50 мм		±0,077	±0,042
Плоскостность, %		2,0÷2,8	2,0÷6,0
Требование стандарта	Страна, стандарт		
Допустимая разнотолщинность для горячекатанной полосы, мм	Россия, ГОСТ 19903–74	±0,18	±0,18
	США, ASTM	±0,18	±0,18
	Германия, DIN 1541–32	±0,14	±0,09÷0,12
	Япония, JISG 3131–67	±0,16	±0,16
	СЕСА, Euronorm 26–69, 33–70	±0,15	±0,104÷0,12
Допустимая неплоскостность для горячекатанной полосы, %	Россия, ГОСТ 19903–74	0,8÷1,5	0,8÷2,0
	Япония, JISG 3193–70	0,2÷0,7	–

*Примечание.* Для сравнения даны требования стандартов разных стран. Характеристики литой и прокатанной полосы шириной 1345 мм приведены для низкоуглеродистой стали [47].



направленные на литье полосы вначале из нержавеющей, затем из низкоуглеродистой стали [49]. В 1995 г. была построена индустриальная установка в Порт-Кембла, Австралия, для отливки полосы из низкоуглеродистой стали. Частично для апробации свойств литая полоса была прокатана на станах холодной прокатки до толщины 0,42 мм, покрыта защитным слоем 55 % Al/Zn и использована в качестве кровли при строительстве домов, а также для производства квадратных 25 × 25 мм, 50 × 50 мм и круглых Ø 21,3–88,9 мм труб [49]. Свойства литой полосы из низкоуглеродистой стали приведены в табл. 1.6.

Таблица 1.6

**Свойства стали, полученные по традиционной технологии  
и методом литья полосы [70], [51], [40]**

Сталь	Свойства	Обычная технология	Литье полосы
Низкоуглеродистая G550/Тип 80	Предел прочности, МПа	767	850
	Удлинение $\delta$ , %	4,7	4,5
Низкоуглеродистая G300/Тип 40	Предел текучести $\sigma_t$ , МПа	320	315
	Предел прочности $\sigma_b$ , МПа	390	416
	Удлинение, %	36	36
Нержавеющая тип 304 (0,5 % С, 8 % Cr, 9 % Ni)	Предел текучести $\sigma_t$ , МПа	240–350	330
	Предел прочности $\sigma_b$ , МПа	590–690	670
	Удлинение $\delta$ , %	50–60	50
Нержавеющая тип 304 (0,5 % С, 8 % Cr, 9 % Ni)	Твердость HV30	150	167–198
	Шероховатость $Ra$ , мкм	0,9–1,5	1,2
	Потенциал питтингования $mV/SCE$ , в NaCl при комнатной температуре	400–430	390–430

*Примечание.* Литая полоса из низкоуглеродистой стали после холодной прокатки отжигалась [49].

В марте 2000 г. металлургическая фирма Nucor (США) присоединилась к сотрудничеству ВНР-ИНИ, образовав компанию Castrip Limited Liability Company (Castrip LLC), принадлежащую на 47,5 % Nucor, на 47,5 – ВНР и на 5 % – ИНИ [20]. Nucor получил первую лицензию от Castrip LLC и к лету 2002 г. планировал закончить строительство и начать коммерческое производство литой полосы в Кроуфордвилле, штат Индиана, США. Схема установки с планом цеха показана на рис. 1.10. Основные компоненты литейной машины ВНР-ИНИ были

демонтированы и перевезены из Порт-Кембла, Австралии в США. Для плавления металла планируется использовать электродуговую печь объемом 110 т. Строительство завода рассчитано на производство литой полосы из нержавеющей и углеродистой стали и обойдется Nucor более чем в 100 млн \$ [20]. Ближайшая цель Castrip LLC – отработка промышленной технологии и ее патентование. В настоящее время технология Castrip LLC защищена 1500 патентами и заявками на патенты [7].

После того как технология будет отработана, компания планировала ее продажу. В планах компании повысить производительность установки за счет увеличения ширины полосы и уменьшения ее толщины [50]. Полоса из низкоуглеродистой стали предназначена для изготовления кровли, баков емкости, коробок для силовых блоков, каркасов для мебели и других металлоизделий.

**Eurostrip.** После нескольких лет независимых исследований по литью полосы, в сентябре 1999 г. компании ThyssenKrupp Steel, Usinor и Voest Alpine Industrieanlagenbau создали европейскую фирму Eurostrip (рис. 1.11). Задача Eurostrip – объединить накопленный опыт и создать индустриальную технологию литья полосы из нержавеющей и углеродистой стали [26]. Цех по литью полосы построен на заводе Krupp Thyssen Nirosta в г. Крефельд, Германия. Завод специализируется на производстве нержавеющей стали и не имеет станов горячей прокатки, поэтому цех по литью полосы гармонично вписывается в недостающую цепочку между сталеплавильным и прокатным переделом.

Для отработки технологии литья углеродистой и кремнистой сталей используется другая индустриальная установка, расположенная в Терни, Италия [29], [51]. До слияния с ThyssenKrupp итальянская компания Acciai Speciali Terni (AST) и исследовательский институт Centra Sviluppo Materiali (CSM) на протяжении нескольких лет вели исследования на установке промышленного масштаба, расположенной в Терни, Италия [52]. Именно на этой установке после некоторой модернизации ведется отработка литья углеродистой и кремнистой сталей. Фундаментальные основы литья полосы изучаются на лабораторной установке, расположенной в университете Аахен, Германия [26].

В начале 2003 г. планировалось вывести цех в Крефельде на полную производственную мощность с производительностью 0,4 млн т в год [51]. В настоящее время технология Eurostrip защищена более 1000 патентами [29].

Свойства литой полосы из нержавеющей стали приведены в табл. 1.6. Полосу из нержавеющей стали планируется использовать для производства кухонной посуды и раковин.

**Nippon Steel Corporation и Mitsubishi Heavy Industries.** Исследования компаниями металлургической Nippon Steel Corporation и машиностроительной Mitsubishi Heavy Industries ведутся с 1986 г. и направлены на литье нержавеющей стали [53]. В сентябре 1997 г. было объявлено, что литейная установка на заводе в Хикари, Япония, достигла производительности 0,4 млн т в год [54]. Стоимость проекта на 1996 г. оценивалась в 11 млрд ¥ [53].

**SMS Demag и MAINAG/MTAG.** В августе 2000 г. между немецкой компанией SMS Demag AG и швейцарской компанией Main AG/MTAG Martin-Technologie AG было подписано соглашение о начале строительства индустриальной установки для литья полосы из нержавеющей и углеродистой стали [55].

## 1.6. СТОИМОСТЬ ПРОЕКТОВ

Существенное снижение вредных выбросов, уменьшение энергозатрат и улучшение экологии, которые ожидаются при замене традиционной технологии новой, активно поддерживаются правительствами ряда стран через следующие государственные организации: в Европе – через European Coal and Steel Community; в США – US Department of Energy и в Канаде – через The Canadian National Research Council. Следует отметить, что компании обращались за финансовой поддержкой к государству только на ранних стадиях исследования, которые носили фундаментальный характер. Переход на полупромышленный и промышленный уровень в условиях жесткой конкуренции и больших потенциальных прибылей, ожидаемых от внедрения новой технологии, заставили компании ограничить доступ к полученным результатам и вести проекты самостоятельно, отказавшись от финансовой поддержки государства. Табл. 1.7 иллюстрирует стоимость и долю государственного финансирования работ по технологии литья полосы. Общая стоимость исследований, включая фундаментальные работы, которые косвенно связаны с литьем полосы, несколько выше. Так, только в объединенной Европе через European Coal and Steel Community с 1986 по 1999 г. было потрачено около 18 млн \$ [48], [56], что составляет 20 % от всего бюджета в 89 млн \$, выделенных на все исследования, связанные с литьем, включая фундаментальные [56]. Для удобства пересчета принято 1 \$ = 1 €.

## Стоимость исследований и доля государственного финансирования [21], [24], [48]

Фирмы/ Организации	Установка	Общие затраты, млн \$	Государст- венное финансиро- вание, млн \$	Государст- венное финансиро- вание, %	Название государственных организаций
Armco	Полуиндустриальная	17	12	70	Департамент энергии США (US Department of Energy)
Allegheny	Полуиндустриальная	10–15	–	–	–
Usinor/Thyssen	Полуиндустриальная	~ 10	1,4	10–15	Европейское угольное и сталь- ное сообщество (European Coal and Steel Community)
	Индустриальная	100	Ограничен- ное		Немецкий Бундестаг и Фран- цузское правительство
Castrip (Nucor- BHP-IMI)	Индустриальная	> 400 [50] 250 [85] + + 150 Nucor [85]	–	–	–
CSM/AST Voest	Полуиндустриальная	15–20	4,1	2–30	Европейское угольное и сталь- ное сообщество (European Coal and Steel Community)
	Индустриальная	Неизвестно	5		
Krupp Stahl/ Nippon	Полуиндустриальная	Неизвестно	0,6		Европейское угольное и сталь- ное сообщество (European Coal and Steel Community) и Немец- кий Бундестаг
Eurostrip	Индустриальная	50	–	–	–
Nippon Steel/ Mitsubishi	Индустриальная	110 [24]	–	–	–

Окончание табл. 1.7

<b>Фирмы/ Организации</b>	<b>Установка</b>	<b>Общие затраты, млн \$</b>	<b>Государст- венное финансиро- вание, млн \$</b>	<b>Государст- венное финансиро- вание, %</b>	<b>Название государственных организаций</b>
ВНР/INI	Индустриальная	200–250 [85]	Неизвестно	–	–
Pacific Metals/ Hitachi	Полуиндустриальная	Неизвестно	–	–	–
British Steel	Лабораторная	4	1,7	40	Европейское угольное и сталь- ное сообщество (European Coal and Steel Community)
Bessemer/IMI	Лабораторная	26 [21]	13	50	Национальные ресурсы Канады (National Resources Canada)
POSCO/RIST	Лабораторная	20	–	–	–
Общие затраты		500–700	40	–	–



Литье полосы в настоящее время находится на стадии ввода в индустриальное коммерческое использование для производства нержавеющей и низкоуглеродистой стали. Технология хорошо подходит под концепцию микро-заводов для производства стальной полосы небольшими партиями и определенного сортамента, рассчитанного под конкретного заказчика. Низкие капитальные затраты, гибкость и экологическая чистота новой технологии позволят ее использовать как в местах непосредственного потребления стальной продукции, так и с относительно небольшими источниками сырья, например, там, где постоянное скопление металлического лома. Технология также легко интегрируется в существующую технологическую цепочку и может быть использована для модернизации заводов.

## ГЛАВА 2

### МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ДВУХВАЛКОВОЙ ЗАКАЛКИ РАСПЛАВА ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ ТОНКОЙ ПОЛОСЫ

Прецизионные сплавы являются одним из наиболее важных видов металлопродукции. При этом вопросы повышения качества, эксплуатационных характеристик лент, а также расширение сортамента выпускаемой продукции имеют большое народнохозяйственное значение. Одним из основных направлений развития черной металлургии в области прецизионных сплавов является получение материалов в аморфном или микрорекристаллическом состоянии. Наиболее распространенным способом реализации такого состояния в сплавах является закалка расплава со скоростью охлаждения около  $10^5$ – $10^6$  град/с, с помощью которой получают непрерывные ленты широкого диапазона толщин. Получение изделий осуществляется закалкой калиброванного потока жидкого металла на движущейся поверхности кристаллизатора (процесс спиннингования) или между двумя водоохлаждаемыми валками (прокаткой расплава). Данные методы позволяют реализовать в изделиях в виде ленты принципиально новые, более высокие эксплуатационные характеристики, а также получать в виде ленты материалы, которые традиционными металлургическими методами в таком сортаменте получить невозможно. Кроме того, прямое получение лент и полос различного класса прецизионных сплавов непосредственно из расплава резко сокращает энергетические и экономические затраты за счет исключения ряда энергоемких и трудоемких операций по переделу слитков в изделие микронных толщин [89] (табл. 2.1).

*Таблица 2.1*

**Энергетические затраты на производство тонких лент**

Метод	Энергетические затраты на производство ленты, отнесенные к массе, ГДж/т		Потери металла, %
	ленты	материалов	
Производство слитка с последующей обработкой	11,4	8,3	27
Непрерывная разливка с последующей обработкой	8,9	6,7	25

Метод	Энергетические затраты на производство ленты, отнесенные к массе, ГДж/т		Потери металла, %
	ленты	материалов	
Закалка из жидкого состояния одновалковым или двухвалковым методом	2,7	2,6	4

Повышение скорости охлаждения и затвердевания при быстрой закалке расплава значительно улучшает структуру, качество и физико-механические свойства металлов и сплавов.

Одним из главных условий, определяющих скорость охлаждения, является объем затвердевшего слоя расплава на поверхности охладителя, коэффициент теплопередачи на границе *расплав–холодильник*, а также время контакта охлаждаемой пленки расплава с охладителем. Поэтому разработка метода прокатки расплавленного металла была вызвана стремлением повысить среднюю скорость охлаждения при изготовлении ленты. Однако оказалось, что, хотя при закалке в двух валках начальная скорость охлаждения несколько выше скорости охлаждения в процессе спиннингования расплава на охлаждаемую подложку, короткое время контакта ленты с валками-кристаллизаторами приводит к резкому падению ее скорости охлаждения после отделения от валков, так как основной отвод тепла, и следовательно, охлаждение получаемой ленты происходит уже после принятия ею своей окончательной формы. Кроме того, для предотвращения неустойчивости подачи расплава и сохранения постоянства охлаждения требуется прецизионное управление струей расплава и вращением валков-кристаллизаторов.

Анализ литературы показал, что процесс двухвалковой закалки расплава в основном используется для получения лент в определенном диапазоне толщин 0,065–2 мм [90]–[92]. Такой диапазон толщины ленты связан, с одной стороны, с ограничением возможности достижения высокой, около  $10^5$ – $10^6$  град/с, скорости охлаждения остывающего в створе валков металла за счет интенсивного теплоотвода, что ограничивает верхний предел. С другой стороны, при малой толщине и значительном отношении площади поверхности контакта ленты с валком к его объему более резко ухудшается качество изделий (сквозные прогары, несплошности и т. д.). Сюда же присоединяются и резко возрастающие требования к качеству получаемых лент, что включает в себя точность их геометрических размеров и формы, показатели качества от-

делки поверхности, а также однородности, физико-механические, магнитные и другие свойства металлов и сплавов. Поперечная разнотолщинность ленты влияет на распределение обжатий при последующей холодной прокатке, что также ограничивает возможную минимальную толщину ленты. С точки зрения целесообразности и экономической выгоды нужна однородная по свойствам тонкая лента с минимальными искажениями геометрии и формы, позволяющими исключить последующую прокатку и термическую обработку.

В настоящее время в патентной литературе имеются различные варианты конструкционного выполнения основных узлов устройства и способов ведения процесса, в частности, выполнение валков-кристаллизаторов и режимов подачи в них расплава [93], [94]. По поводу этой проблемы нет единого мнения.

В осуществлении направленного, рационального поиска возможностей улучшения качества получаемой ленты значительную помощь может оказать теоретическая проработка процесса.

Обзор литературы по этому вопросу показал, что большинство теоретических работ главным образом посвящены только описанию процесса кристаллизации расплава в валках-кристаллизаторах [95]–[99]. Несмотря на важность результатов этих расчетов для управления процессом [100], в целом математического описания процесса недостаточно для решения вопроса получения качественной ленты.

В экспериментальной части, как показал обзор, исследователи достигли значительных результатов в области обработки (прокатки и отжига) и доведения свойств быстрозакаленной ленты до рекордных значений [101]–[103]. Однако исследованию механизма формирования геометрии и свойств ленты уделяется неоправданно меньше внимания.

## **2.1. ОЦЕНКА ФОРМЫ ПОЛОСЫ ПРИ ЕЕ ПОЛУЧЕНИИ ИЗ РАСПЛАВА НА ДВУХВАЛКОВОЙ УСТАНОВКЕ**

Несмотря на значительный прогресс, сделанный в развитии процесса двухвалковой разливки металла, конфигурация поперечного сечения ленты является наиболее серьезным препятствием к полной коммерциализации данного прогресса в сталелитейной промышленности, так как данный профиль должен отвечать стандартам, которым соответствуют изделия после горячей листовой прокатки металла.

Характеристики формы листов и полос в отношении волнистости, коробоватости и серповидности являются основными показателями качества.

Волнистость и коробоватость при контроле продукции определяют укладкой листов на ровный пол и измеряют амплитуду волны или короба на столе длиной в один метр. Серповидность измеряют жесткой прямой линейкой длиной в один метр, прикладывая ее к кромке полосы. В работах [104], [106] за единицу отклонения формы полосы от идеальной после потери полосой продольной устойчивости предложено принять величину, пропорциональную относительной разнице вытяжек на единицу ширины полосы или листа.



Рис. 2.1. Характеристики формы листов;  $\mu_{л.к}$ ,  $\mu_c$ ,  $\mu_{п.к}$  – вытяжки левого края, середины и правого края, соответственно [106]

Для волнистой полосы (рис. 2.2, а) можно записать [106]:

$$l_1 > l_2 = l; \quad l_3 > l_2 = l,$$

где  $l_2$  – длина середины полосы, равная длине полосы  $l$ ;  $l_1$ ,  $l_3$  – длина кромок.

Из рисунка (рис. 2.2, б) следует, что

$$L = \int_0^{\lambda} \sqrt{1 + (y')^2} dx;$$

$$y = A \sin\left(\frac{2\pi}{\lambda} x\right); \quad y' = A \frac{2\pi}{\lambda} \cos\left(\frac{2\pi}{\lambda} x\right);$$

$$L = \int_0^\lambda \sqrt{1 + A^2 \left(\frac{2\pi}{\lambda}\right)^2 \cos^2\left(\frac{2\pi}{\lambda} x\right)} dx,$$

где  $A$  – амплитуда синусоиды;  $L$  – длина дуги синусоиды;  $\lambda$  – длина волны.

После интегрирования:

$$L = \lambda \left[ \left(\frac{A\pi}{2\lambda}\right)^2 + 1 \right].$$

Форма выражается как относительная разность в длинах между серединой и кромкой:

$$L - \lambda = \lambda \left(\frac{A\pi}{2\lambda}\right)^2; \quad \frac{L - \lambda}{\lambda} = \left(\frac{A\pi}{2\lambda}\right)^2.$$

Для длины полосы имеем:

$$\frac{L - \lambda}{\lambda} = \frac{l_3 - l_2}{l_2} = \frac{\Delta l}{l}.$$

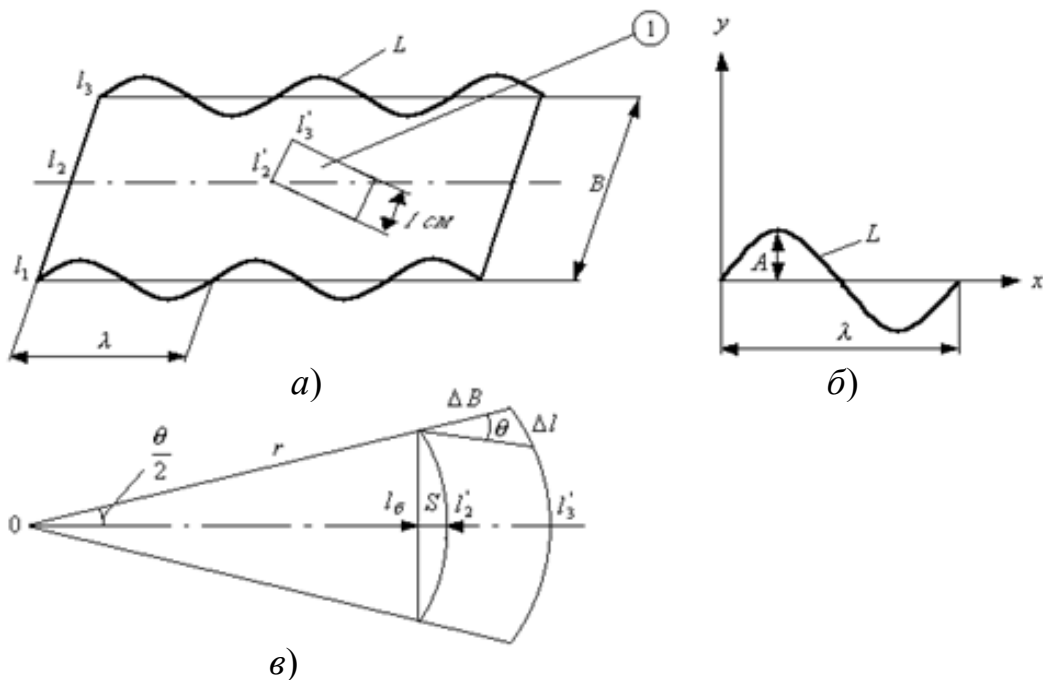


Рис. 2.2. Расчетная схема оценки формы листа [106]

Если рассмотреть узкий прямоугольный образец  $l$ , вырезанный из волнистой полосы (рис. 2.2, а), и освободить его от продольных изги-

бающих моментов, то он станет плоским, но разница в длинах приведет к поперечному изгибу образца по дуге окружности (рис. 2.2, в) [106].

Здесь показана часть кольца длиной  $l$  по короткой стороне, стягивающей угол  $\theta$  радиусом  $r$  с хордой  $S$  (кривизна – результат неравенства вытяжек по ширине  $\Delta B$ ):

$$l = r\theta \quad \text{при} \quad \Delta B \ll r;$$

$$l + \Delta l = r\theta + \Delta B\theta = \theta(r + \Delta B).$$

Откуда

$$\frac{\Delta l}{l} = \frac{\Delta B}{r}.$$

Теперь можно определить форму как относительную разность в длинах на единицу ширины [106]:

$$\Phi = \frac{\Delta l}{l\Delta B},$$

где  $\Phi$  – символ формы;  $\Delta l$  – измерена на ширине.

Показатель формы по В. К. Пирсону [104] носит название «МОН», что соответствует поперечной кривизне радиусом  $10^4$  см элемента шириной 1 см, когда он удален из листа и расположен на плоскости.

Когда

$$\frac{\Delta B}{r} = \frac{1 \text{ см}}{10^4 \text{ см}} = 10^{-4},$$

единица формы  $\Phi = 1$  МОН;  $\Phi = \frac{\Delta l}{lB} 10^4$  МОН [106].

Для короба формулы будут аналогичны, но с обратным знаком.

Для волны и короба, поскольку разница вытяжек измеряется на участке  $0,5 B$ :

$$\Phi = \left( \frac{A\pi}{2\lambda} \right)^2 \frac{10^4}{0,5B} \text{ МОН.}$$

Для измерения серповидности величина стрелы изгиба  $S$  на длине  $l_{\text{баз}} = 1$  м может быть выражена в монах:

$$\Phi = \frac{8S}{l_{\text{баз}}} 10^4 \text{ МОН.}$$

По В. К. Пирсону [104], критическое с точки зрения потери устойчивости значение относительной разницы вытяжек на единицу ширины при образовании волны по краям составляет 0,02 МОН.

При  $\Phi = 0,02-0,1$  МОН – очень хорошее состояние планшетности листов с волной по краям без превышения амплитуды в 4 мм/м.

При  $\Phi = 0,1-1$  МОН – хорошее состояние поверхности с амплитудой волны 4–8 мм/м.

При  $\Phi = 1-2$  МОН – удовлетворительное состояние поверхности с амплитудой волны 8–12 мм/м.

Для ленты с исходной толщиной  $h_0$  и конечной  $h_1$  при неравномерном абсолютном обжатии по ширине на  $\Delta\delta h$  разность относительных удлинений равна [106]:  $\frac{\Delta l_1}{l_1} = \frac{l_1 - l_2}{l_1} = \Delta\varepsilon$ , где  $l_1, l_2$  – большее и меньшее удлинения некоторого участка ленты.

Величина удлинений  $l_1$  и  $l_2$  связана с неравномерностью толщины ленты по сечению. Из этого следует, что разность вытяжек  $\Delta\delta h$  на основе закона сохранения постоянства объема при отсутствии уширения составит [106]:

$$\Delta\mu = \frac{h_0}{h_1} - \frac{h_0}{h_1 + \Delta\delta h} = \frac{\Delta l_1}{l_0}. \quad (2.1)$$

$$\text{Так как } l_1 = \mu l_0, \text{ то } \frac{\Delta l_1}{l_0} = \frac{\Delta l_1 \mu}{l_1}. \quad (2.2)$$

С учетом выражения (2.2) имеем:

$$\Delta\mu = \Delta\varepsilon\mu \quad \text{или} \quad \Delta\varepsilon = \frac{\Delta\mu}{\mu},$$

где  $\mu$  – продольная вытяжка ленты по участкам;  $\Delta\mu$  – разность вытяжек для различных участков ленты при ее деформации удлинения.

Из закона Гука следует, что отдельные участки ленты растягиваются неодинаково. Это позволяет записать выражение для остаточных напряжений при упругом натяжении всех участков ленты по ширине в результате ее деформации [105]:

$$\Delta\sigma = a\Delta\varepsilon E = a \frac{\Delta\mu}{\mu} E,$$



где  $\Delta\varepsilon$  – разница относительных удлинений при упругом растяжении;  $E$  – модуль Юнга;  $a$  – коэффициент выравнивания напряжений за счет поперечного взаимодействия полосок; из теории упругости  $a \approx 1,1-1,2$ .

Для получения листов и лент при быстрой закалке расплава на двухвалковых установках, не имеющих разнотолщинности и искривления формы поверхности, необходимым является обеспечение постоянства вытяжки по длине и ширине на всех этапах процесса.

Колебания толщины изделия в продольном и поперечном направлениях возникают вследствие непостоянства давления металла на валки в процессе прокатки. Эти колебания давления приводят к изменению упругой деформации клетки, что выражается в непостоянстве зазора между валками. Упругие деформации образующей зазора валков  $\delta$  складываются из упругой деформации станины  $\delta_1$ , упругой деформации комплекса соединительных деталей  $\delta_2$  (подшипники, подушки, нажимные винты и т. д.) и упругой деформации валков  $\delta_3$ .

Жесткость клетки и системы валков определяют величины продольной и поперечной разнотолщинности изделия. Приращение средней толщины ленты  $\delta h$  на выходе из очага деформации под действием давления  $\Delta P$  находится как  $\delta h = \Delta P / M_k$ , где  $M_k$  – жесткость клетки. За счет прогиба валков и их неравномерного сплющивания по длине бочки зазор при изменении давления металла на валки непостоянен по длине бочки.

Разницу сопротивления деформаций валков у середины и края ленты характеризует коэффициент жесткости валковой системы  $M_p = \Delta P / \Delta \delta h$ , который был впервые введен автором [107], а его модификация представлена в работе [108].

Давление металла на валки зависит от предела текучести прокатываемого после намораживания металла  $\sigma_T$ , продольной  $\Delta H_0$  и поперечной  $\delta H_0$  разнотолщинности исходного подката (намороженной корочки металла), напряжения ленты  $T$ , если имеет место смотка получаемого изделия, условий трения на границе *валок–лента*, износа валков и их теплового профиля.

Нестабильность данных факторов, которые определяют форму и профиль, неправильная настройка установки приводит к получению изделия со значительной разнотолщинностью. Для устранения дефектов геометрии проката необходимы: во-первых, стабилизация параметров исходного подката (намороженной корки), которая влияет на величину  $\Delta P$  металла на валки и на распределение вытяжки по длине

и ширине ленты; во-вторых, сведение к минимуму влияния изменения усилия прокатки  $\Delta P$  на величину зазора между валками (осуществляется достижением максимальной величины коэффициентов  $M_k$  и  $M_p$ , а также посредством правильного выбора профиля валков и оптимальных соотношений  $L/L_0$ , где  $L$  – ширина ленты;  $L_0$  – длина опорного участка бочек валков [109]); в-третьих, обеспечение постоянства геометрии проката посредством регулирования процесса.

Следует заметить, что поперечная разнотолщинность  $\delta H_0$  следует за продольной  $\Delta H_0$  не только топографически (вероятностно), но и количественно. В последние годы сделаны попытки решить проблему повышения качества изделия по геометрическим параметрам с помощью создания новых конструкций клетей и методов управления процессов прокатки [108]. Из анализа возможности предварительного напряжения клетей следует, что, в первую очередь, необходимо увеличение жесткости валковой системы, а не ее станины. При этом повышения жесткости валковой системы можно достичь увеличением диаметра шеек валков, диаметров валков и уменьшением длины бочек [110], [111].

Управление распределением вытяжки по ширине прокатываемой ленты после ее намораживания имеет целью снижение поперечной разнотолщинности изделия за счет изменения прогиба и перекося валков с помощью изменения положения нажимных винтов, тепловой профилировки валков, приложения натяжения к ленте (смотка).

На поперечную разнотолщинность ленты существенное влияние оказывают: профилировка и износ валков; поперечный профиль подката; равномерность охлаждения; режимы прокатки; эффективность работы систем противоизгиба.

Изгиб и сплющивание валков при прокатке вызывает неравномерное распределение средних нормальных напряжений поперек очага деформации, что приводит к поперечной разнотолщинности. Неравномерен по длине бочки и износ валков, вызывающий изменение установившейся формы зазора между валками.

На величину и характер износа влияют: усилие прокатки; скорость прокатки; условия контактного взаимодействия валков и ленты; механические свойства прокатываемого металла и шероховатость поверхности валков.

Под механизмом износа валков понимается истирание бочки валка вследствие скольжения металла по поверхности валка, образующего очаг деформации, в направлении прокатки. Особенно интен-

сивное истирание имеет место в переходных режимах, когда взаимное расположение валков и их изгиб не соответствуют установившемуся режиму обжатий. Неравномерность износа по длине бочки валка обусловливается различными силовыми и температурными условиями прокатки; разными относительными скоростями перемещения; неодинаковой микротвердостью различных участков поверхностного слоя валков. Существенное влияние на поперечную разнотолщинность и плоскостность оказывает поперечная разнотолщинность подката (вид поперечного профиля замороженного на валки металла), а также ее распределение по ширине.

Реальные профили поперечного сечения подката имеют, как правило, некоторую несимметричность, обусловленную неравномерной выработкой валков и колебаниями температуры по ширине ленты. Если исходный подкат имел выпуклый профиль, а лента после прокатки стала прямоугольной, то центральная часть подката, имевшая большую толщину, подвергалась большему обжатию, чем края. Вследствие такой пластической деформации возникает дефект – коробоватость. Если исходный подкат имел двояковогнутую форму, а лента после прокатки стала прямоугольной, то результатом этой пластической деформации является другой дефект – волнистость по краям ленты.

Из разных видов профилей быстрозакаленной ленты предпочтительным является выпуклый. При последующей холодной прокатке данная лента хорошо удерживается на средней части валков и обладает минимальной склонностью к образованию местных утолщений. Кроме того, выпуклый профиль ленты лучше обрабатывается при холодной прокатке и дрессировке. Однако выпуклость горячекатаных лент после быстрой закалки не должна превышать некоторой величины: так, для автомобильного листа – это 0,08 мм, для кинескопной ленты и прецизионного листа – 0,03 мм. В общем случае для получения высокоточных холоднокатаных лент разнотолщинность получаемого после двухвалковой закалки расплава подката не должна превышать 0,02–0,08 мм по ширине и 0,06–0,15 мм – по длине в зависимости от назначения подката, его ширины и толщины [112]. Следует отметить, что продольная разнотолщинность подката оказывает влияние на поперечную разнотолщинность и плоскостность лент. Колебания усилия прокатки, обусловленные продольной разнотолщинностью, вызывают изменения прогибов валков, что приводит к неравномерности обжатий по ширине ленты и снижению точности прокатки.

Для получения высокоточных ровных лент необходимо в процессе прокатки регулировать форму межвалкового зазора для обеспечения постоянства вытяжек по ширине ленты. Тепловое регулирование профиля валков в совокупности с гидроизгибом позволяет влиять на размеры прокатной щели и обеспечивать требуемую форму лент. Для получения качественных лент важно поддерживать температуру валков на определенном уровне. Это достигается уменьшением до минимума разницы между температурами валков и охлаждающей жидкости.

Для дифференцированного рассмотрения условий взаимодействия пластически деформируемого тела и упругих деформаций валков у края и середины последних используется понятие удельной условно распределенной жесткости клетки на единицу ширины ленты [113], [114], которое допускает рассмотрение независимости пластической деформации соседних участков по ширине, а также процесса пластического формоизменения на каждом участке ширины ленты по схеме плоской деформации.

В межвалковом пространстве при заливке находится определенное количество расплава с изменяющимся по высоте содержанием твердой фазы (рис. 2.3). Уровень ванны, имеющей клиновидную форму, определяется в основном литейными свойствами сплава, силами поверхностного натяжения, расходом жидкого металла и геометрическими размерами кристаллизаторов [115]. Процесс затвердевания расплава в значительной степени определяется условиями его обмена с валковым кристаллизатором, причем тепловые процессы в установившемся режиме работы установки являются квазистационарными [116]. Объем затвердевающего расплава, находящегося в межвалковом пространстве, можно условно разбить на три зоны. В зоне I расплав находится в перегретом состоянии, в зоне II (зона затвердевания) расплав представляет собой переохлажденную жидкость повышенной вязкости. Начало зоны II соответствует окончанию процесса отдачи тепла перегрева и моменту образования корки затвердевшего металла в валках, а в конце зоны II происходит встреча фронтов кристаллизации затвердевшего металла, намороженного на левый и правый валки. В зоне III металл, находящийся в твердой фазе, подвергается деформации под действием усилий, прикладываемых к валкам-кристаллизаторам.

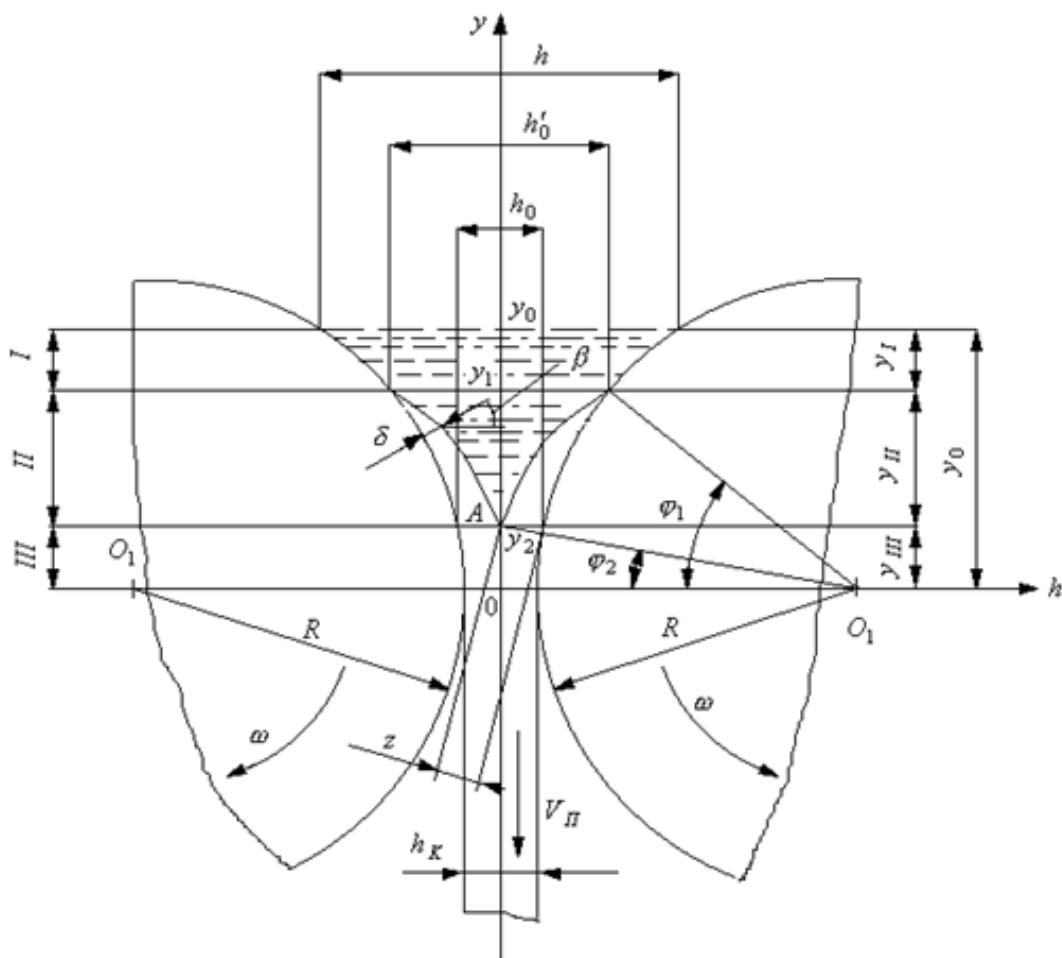


Рис. 2.3. Схема двухвалковой заковки расплава:

$h$  – максимальная ширина ванны расплава;  $h_0$  – толщина ленты до деформации;  $h_k$  – конечная толщина ленты;  $y_0$  – высота ванны расплава;  $R$  – радиус валков;  $\omega$  – угловая скорость;  $V_n$  – скорость выхода ленты из валков-кристаллизаторов;  $\delta$  – толщина намораживаемого металла на один валок

Основные процессы формирования ленты происходят в ванне расплава, находящейся в межвалковом пространстве. Из чего следует, что температурное поле ванны расплава, а также профиль валка-кристаллизатора должны оказывать существенное влияние на поперечный профиль и геометрическую стабильность отлитой ленты. Характеристики формы листа в отношении волнистости, коробоватости и серповидности являются основными показателями качества.

Из вышеуказанного следует, что если замороженный слой металла прямоугольного поперечного сечения прокатывается в вогнутых валках (рис. 2.4, а), центральная часть ленты будет деформироваться в меньшей степени, чем ее края. Это приведет к возникновению остаточных напряжений сжатия в середине ленты и остаточных напряжений

растяжения по краям. При прокатке выпуклыми валками (рис. 2.4, б) по краям ленты будут присутствовать остаточные напряжения сжатия, а в центре – остаточные напряжения растяжения вследствие неравномерности деформации намороженной корочки металла [117].

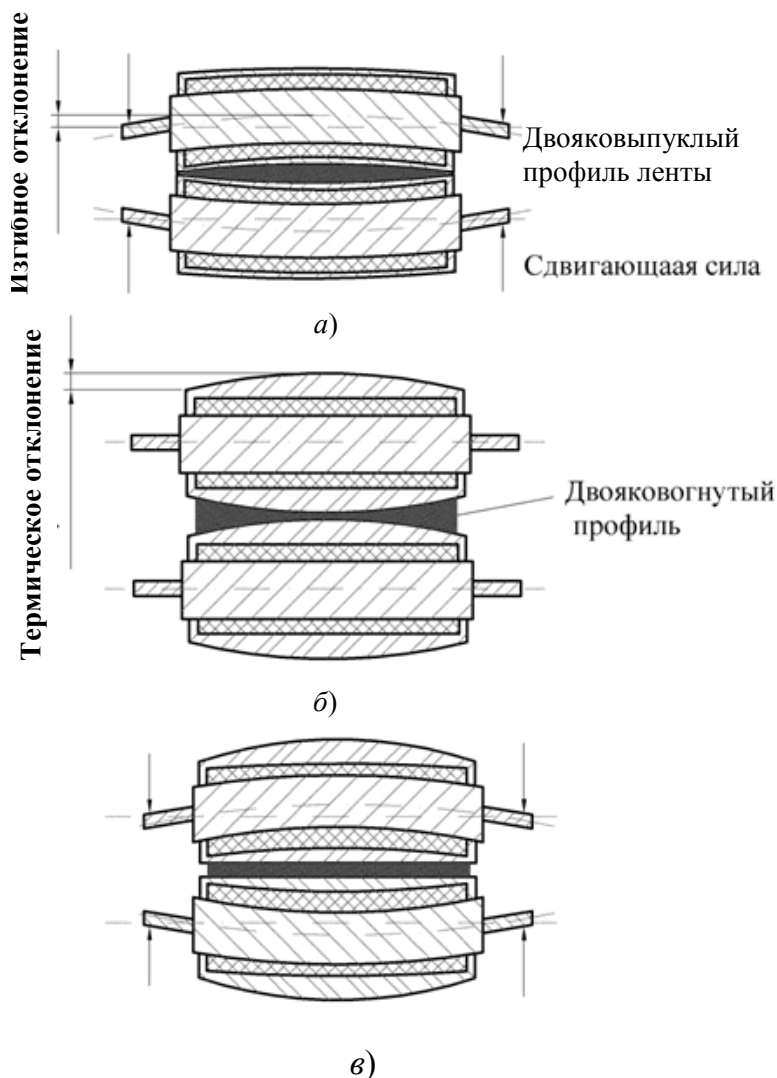


Рис. 2.4. Вид набухшего вала и профиля ленты

Когда неравномерность напряжений достигает некоторых критических значений, в процессе прокатки имеет место образование волны или коробоватости поверхности ленты. Таким образом, профиль вала влияет на стабильность процесса разливки-прокатки, причем выпуклый профиль ленты предпочтителен с точки зрения процесса горячей прокатки. Для решения проблемы получения ровной ленты (рис. 2.4, в) с точки зрения ее формы и геометрии необходимо понять механизмы и технологические причины появления неоднородности профиля готовой ленты после быстрой закалки расплава.

## 2.2. ЗАЛИВКА РАСПЛАВА В МЕЖВАЛКОВОЕ ПРОСТРАНСТВО

Процесс двухвалковой заправки расплава условно можно представить в виде трех элементов: подачи расплава из раздаточного сопла в створ валков, образование ванны расплава, быстрая закалка-прокатка металла. Из-за неравномерности подачи расплава из раздаточного сопла вследствие переменной по сечению сопла скорости образуется градиент температур в ванне расплава и, как следствие, – неравномерная температурная нагрузка на валок с образованием бочкообразности той или иной степени по причине температурных деформаций, а также неравномерная наморозка металла на валки.

Геометрия сопла является одним из наиболее важных факторов, которая влияет на распределение температуры в ванне расплава, и поэтому затрагивает тепловой профиль бандажа валка. Экспериментально было найдено, что увеличение расхода жидкого металла через щель сопла приводило к росту температуры в ванне расплава и, как следствие, увеличивало тепловое расширение бандажа валка (рис. 2.5).

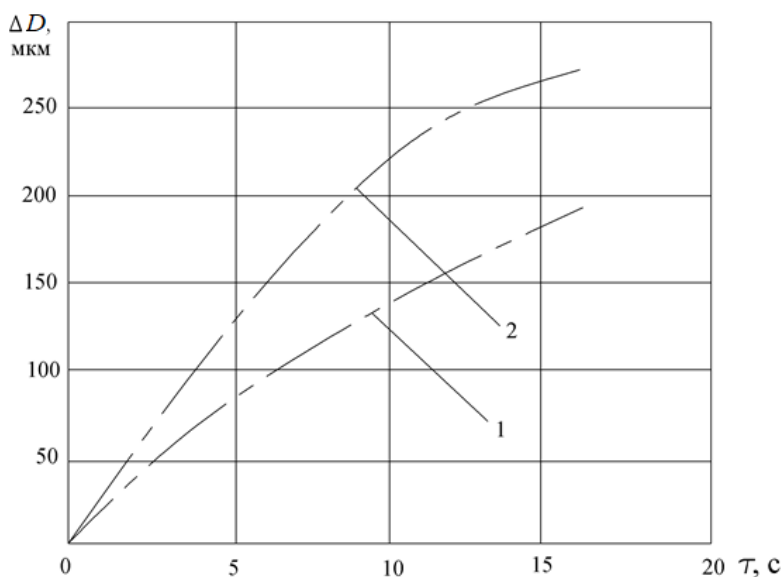


Рис. 2.5. Изменение диаметра валка в ходе процесса:  
1 – у края валка; 2 – в середине

Для изучения процесса истечения расплава из сопла используем совместное решение уравнения Навье–Стокса вида [118]:

$$\frac{\partial \vec{V}}{\partial t} + (\vec{V} \nabla) \vec{V} = \vec{F} - \frac{1}{\rho} \text{grad} p + \nu \nabla^2 \vec{V}$$

и уравнения несжимаемости:

$$\operatorname{div} \vec{V} = 0.$$

В качестве характеристики подачи расплава примем средний удельный расход  $q_{\text{ср}}$ , равный массе металла, проходящего через единицу площади щели сопла в единицу времени. Раздаточные сопла, используемые при двухвалковой закатке расплава, как правило, имеют прямоугольную форму с определенным соотношением между длиной  $L$  и высотой  $h$  (рис. 2.6).

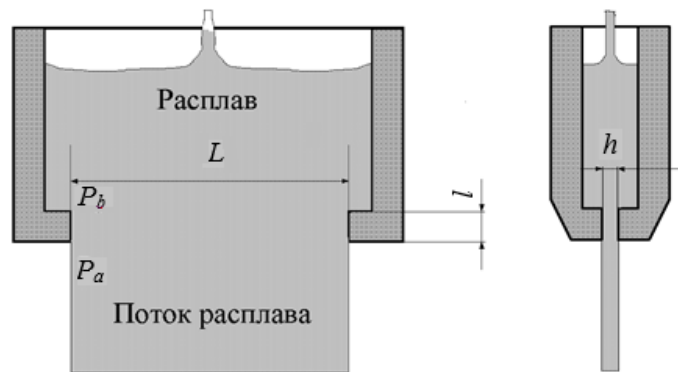


Рис. 2.6. Вид сечения сопла

При ламинарном истечении расплавленного металла, имеющего определенную вязкость, зависящую от природы металла, его теплофизических свойств и температуры, при условии изотермического движения возникает неравномерность поля скоростей по длине щели раздаточного сопла, которая связана с краевыми эффектами.

Из анализа вышеуказанных уравнений следует, что для установившегося движения вязкой несжимаемой жидкости через сопло прямоугольной формы можно записать следующее уравнение [118]:

$$\mu \left( \frac{\partial^2 U}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 U}{\partial y^2} \right) = \frac{dp}{dz}, \quad (2.3)$$

где  $\nu = \frac{\mu}{\rho}$  – кинематический коэффициент вязкости;  $\mu$ ,  $\rho$  – динамический коэффициент вязкости и плотность расплава, соответственно;  $p$  – давление;  $U$  – компоненты скорости потока расплава.

Можно видеть, что в соотношении (2.3) левая часть – функция только от  $X$  и  $Y$ , правая – только от  $Z$ . При независимости координат друг от друга это достигается при постоянстве левой и правой частей.



Обозначим  $\frac{dp}{dz} = \text{const} = \frac{-\Delta p}{l}$ , где  $\Delta p$  – постоянное вдоль сопла падение давления на произвольно выбранном участке. Роль движущей силы при установившемся движении вязкой жидкости по соплу выполняет  $\Delta p S$ , где  $S = Lh$  – площадь сечения раздаточного сопла, которое уравнивается силами сопротивления трения расплава о поверхность сопла с равнодействующей  $\int \tau_w dSl$ , где  $\tau_w(S)$  – переменное по периметру напряжение трения. Следовательно,  $\Delta p > 0$ . В конкретных случаях перепад  $\Delta p$  задается непосредственно или выражается через секундный расход расплава через сопло, среднюю или максимальную скорость истечения.

С учетом изложенного уравнение (2.3) сводится к линейному уравнению в частных производных второго порядка:

$$\nabla^2 U = \frac{\partial^2 U}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 U}{\partial \eta^2} = -\frac{\Delta p}{\mu l}. \quad (2.4)$$

Преобразуем уравнение (2.4) к безразмерному виду. Для новых безразмерных переменных  $\xi$ ,  $\eta$  и  $U'$  имеем:

$$\xi = \frac{x}{h}; \quad \eta = \frac{y}{h}; \quad U' = \frac{U\mu l}{h^2 \Delta p}. \quad (2.5)$$

Подставляя соотношения (2.5) в уравнение (2.4), получаем безразмерное уравнение с граничными условиями:

$$\frac{\partial^2 U'}{\partial \xi^2} + \frac{\partial^2 U'}{\partial \eta^2} = -1; \quad (2.6)$$

$$U' = 0 \text{ при } \xi = \pm 1, \quad |\eta| < 1; \quad |\xi| < 1 \text{ при } \eta = \pm 1. \quad (2.7)$$

Для решения уравнения (2.6) применим ряд Фурье вида [118]:

$$\sum_{n=0}^{\infty} \frac{(-1)^n}{2n+1} \cos \frac{2n+1}{2} \pi t = \begin{cases} \frac{\pi}{4}, & \text{если } |t| < 1; \\ 0, & \text{если } |t| = 1. \end{cases} \quad (2.8)$$

Тогда уравнение (2.6) можно представить ( $|\xi| < 1$ ):

$$\frac{\partial^2 U'}{\partial \xi^2} + \frac{\partial^2 U'}{\partial \eta^2} = -\frac{4}{\pi} \sum_{2n+1}^{\infty} \frac{(-1)^n}{2n+1} \cos \left( \frac{2n+1}{2} \frac{\pi}{1} \xi \right). \quad (2.9)$$

Решение уравнения (2.9) ищем в форме ряда [118]:

$$U' = \sum Y_n(\eta) \cos\left(\frac{2n+1}{2} \frac{\pi}{\vartheta} \xi\right). \quad (2.10)$$

Здесь в соответствии с записью (2.8) ряда Фурье первое граничное условие (2.7) выполнено.

Подставляя разложение (2.10) в уравнение (2.9) и приравнявая коэффициенты при косинусах с одинаковыми аргументами, получим систему обыкновенных дифференциальных уравнений:

$$\frac{d^2(Y_n)}{d\eta^2} - \left(\frac{2n+1}{2} \frac{\pi}{\vartheta}\right)^2 Y_n = -\frac{4(-1)^n}{\pi(2n+1)},$$

$$Y_n = 0 \text{ при } \eta = \pm 1, (n = 0, 1, \dots). \quad (2.11)$$

Общие решения данных уравнений можно представить в виде

$$Y_n = A_n + B_n \operatorname{ch}\left(\frac{2n+1}{2} \frac{\pi}{\vartheta} \eta\right) + C_n \operatorname{sh}\left(\frac{2n+1}{2} \frac{\pi}{\vartheta} \eta\right). \quad (2.12)$$

Подставляя (2.12) непосредственно в уравнение (2.11), находим:

$$A_n = \frac{2(-1)^n}{\left(\frac{2n+1}{2} \frac{\pi}{\vartheta}\right)^3} = \frac{16\vartheta^2}{\pi^3} \frac{(-1)^n}{(2n+1)^3}. \quad (2.13)$$

Из граничных условий (2.11) следует, что

$$B_n \operatorname{ch}\left(\frac{2n+1}{2} \frac{\pi}{\vartheta} \eta\right) + C_n \operatorname{sh}\left(\frac{2n+1}{2} \frac{\pi}{\vartheta} \eta\right) = -A_n,$$

$$B_n \operatorname{ch}\left(\frac{2n+1}{2} \frac{\pi}{\vartheta} \eta\right) - C_n \operatorname{sh}\left(\frac{2n+1}{2} \frac{\pi}{\vartheta} \eta\right) = -A_n. \quad (2.14)$$

Отсюда

$$C_n = 0; \quad B_n = -\frac{A_n}{\operatorname{ch}\left(\frac{2n+1}{2} \frac{\pi}{\vartheta}\right)}, \quad (n = 0, 1, \dots). \quad (2.15)$$

С учетом (2.13) и (2.15) искомое решение (2.10) уравнения в безразмерной форме записывается [118]:

$$U' = \frac{16\vartheta^2}{\pi^3} \sum_{n=0}^{\infty} \frac{(-1)^n}{(2n+1)^3} \left[ 1 - \frac{\operatorname{ch}\left(\frac{2n+1}{2} \frac{\pi}{\vartheta} \eta\right)}{\operatorname{ch}\left(\frac{2n+1}{2} \frac{\pi}{\vartheta}\right)} \right] \cos\left(\frac{2n+1}{2} \frac{\pi}{\vartheta} \xi\right). \quad (2.16)$$

Переходя к размерным единицам, имеем:

$$U = \frac{16\vartheta^2}{\pi^3} \frac{h^2 \Delta p}{\mu l} \sum_{n=0}^{\infty} \frac{(-1)^n}{(2n+1)^3} \left[ 1 - \frac{\operatorname{ch}\left(\frac{2n+1}{2} \frac{\pi y}{\vartheta h}\right)}{\operatorname{ch}\left(\frac{2n+1}{2} \frac{\pi}{\vartheta}\right)} \right] \cos\left(\frac{2n+1}{2} \frac{\pi x}{\vartheta h}\right). \quad (2.17)$$

Здесь параметр  $\vartheta = \frac{L}{h}$ ;  $\vartheta > 1$ .

Анализируя выражение (2.17), можно сделать вывод о подчинении распределения скоростей потока параболе второго порядка.

Секундный объемный расход, отнесенный к единице длины в направлении оси, перпендикулярной плоскости, параллельно которой происходит движение жидкости, равен:

$$q = \int_{-h}^h U dy = \frac{\Delta p}{4\mu l} \vartheta h^4 f(\vartheta), \quad (2.18)$$

где  $f(\vartheta) = \frac{16}{3} - \frac{1024}{\pi^5 \vartheta} \left( \operatorname{th} \frac{\pi \vartheta}{2} + \frac{1}{3^3} \operatorname{th} \frac{3\pi \vartheta}{2} + \dots \right)$ .

Откуда средняя по сечению скорость:

$$U_{\text{ср}} = \frac{q}{4\vartheta h^2} = \frac{\Delta p h^2}{16\mu l} f(\vartheta).$$

Вводя обозначения  $q_{\text{ср}} = \frac{q}{L}$  при  $\vartheta \rightarrow \infty$ , находим:

$$q_{\text{ср}} = \frac{\Delta p h^3}{8\mu l} \frac{16}{3} = \frac{2}{3} \frac{\Delta p h^3}{\mu l}; \quad (2.19)$$

$$U_{\text{ср}} = \frac{\Delta p h^2}{16\mu l} \frac{16}{3} = \frac{1}{3} \frac{\Delta p h^2}{\mu l}.$$

Можно записать, что

$$\Delta p = \lambda \frac{l}{2h} \frac{\rho U_{\text{cp}}^2}{2}, \quad (2.20)$$

где  $\lambda$  – коэффициент сопротивления.

Выражая  $\Delta p$  из второго соотношения (2.18) и подставляя его в выражение (2.20), находим закон сопротивления сопла прямоугольного сечения:

$$\lambda = \frac{128}{\text{Re}} \frac{1}{f(\vartheta)}; \quad \text{Re} = \frac{U_{\text{cp}} 2h}{\nu}.$$

При  $\vartheta \rightarrow \infty$  имеем закон сопротивления плоского сопла при истечении вязкой несжимаемой жидкости (расплава):

$$\lambda = \frac{24}{\text{Re}}.$$

Экспериментальные данные по влиянию величины подачи расплава на скорость истечения металла из сопла представлены на рис. 2.7. Можно видеть линейность данной зависимости. В соответствии с теоретическими результатами исследования процесса истечения расплава из сопла, представленными в данном разделе, были проведены численные расчеты, которые определяют основные закономерности данного процесса.

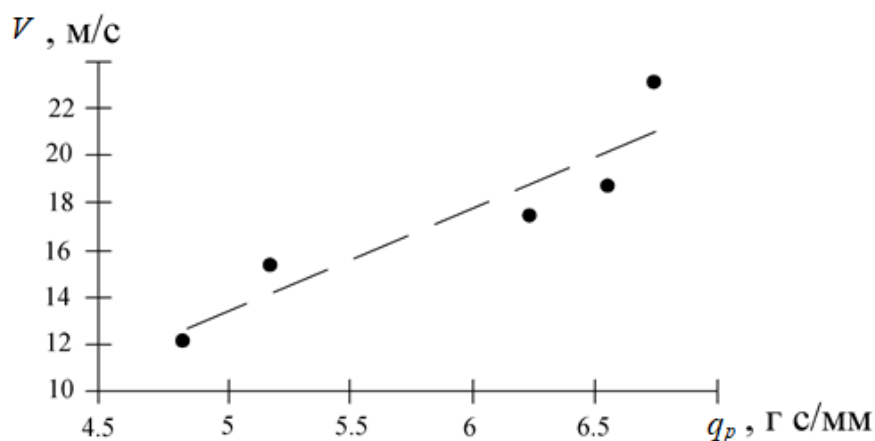


Рис. 2.7. Зависимость скорости истечения от величины подачи расплава

На рис. 2.8 представлена зависимость коэффициента сопротивления от числа Рейнольдса, из которой видно, что при прочих равных условиях увеличение длины щели сопла ведет к росту данного коэф-

фициента. Это, в свою очередь, приводит к большей неоднородности струи и, как следствие, к неравномерности теплового поля расплава: последняя величина напрямую завязана на тепловой профиль валка. Необходимо оптимальное сочетание величины  $\Delta p$  и  $h$  при заданных теплофизических свойствах расплава и других параметрах сопла.

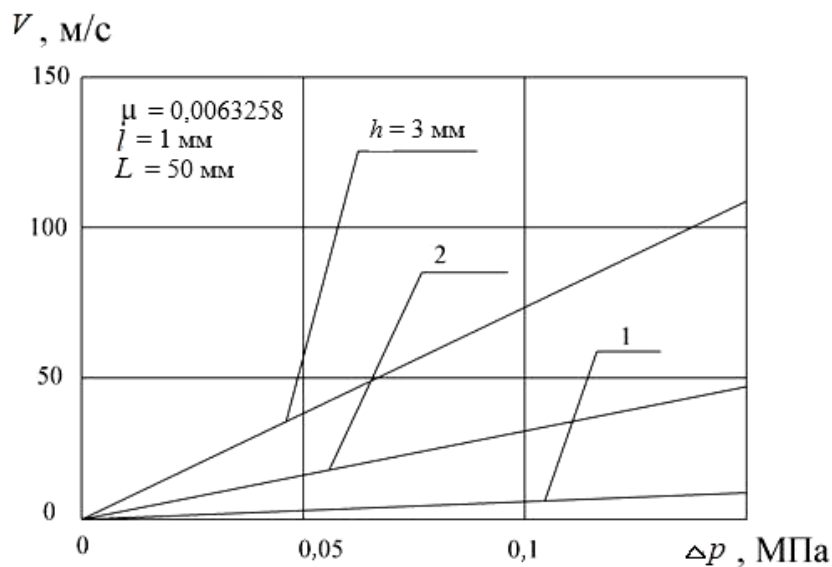


Рис. 2.8. Влияние числа Рейнольдса на коэффициент сопротивления

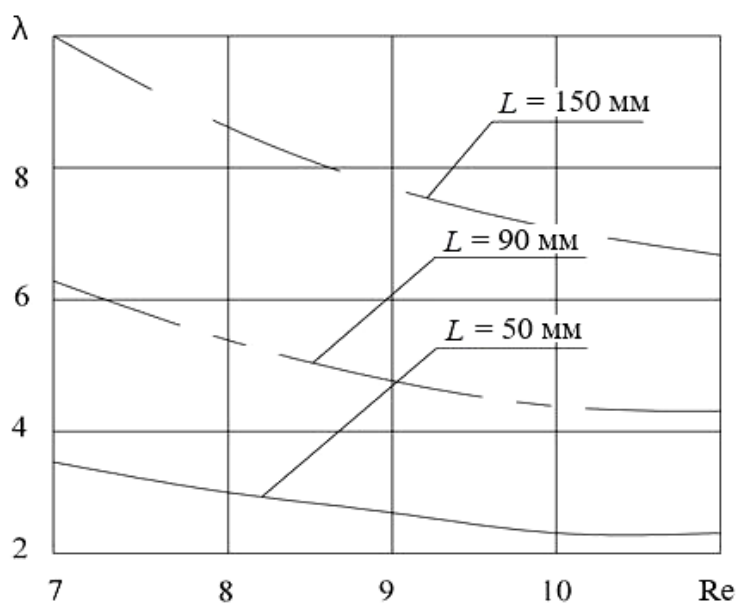


Рис. 2.9. Зависимость скорости расплава от разности давлений на входе и выходе из сопла: середина сопла ( $x = 0$ ,  $y = 0$ )

Как показали численные расчеты, главным параметром, играющим решающую роль в формировании температурного поля ванны расплава в межвалковом пространстве, является длина и ширина сопла (рис. 2.10, 2.11). Применение различных способов выравнивания неравномерности скоростей потока расплава в направлении координаты  $L$  и  $h$  позволяет уменьшить неравномерность распределения температуры в ванне расплава и получить более однородное состояние металла перед началом его кристаллизации и последующей прокатки, так как тепловой профиль вала будет стремиться в этом случае к положению, представленному на рис. 2.4, в.

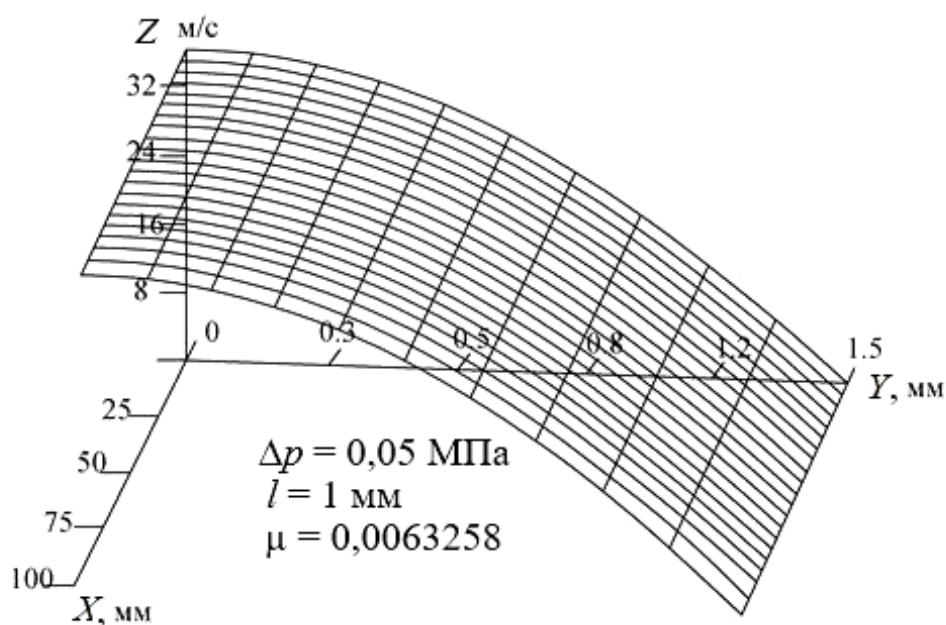


Рис. 2.10. Распределение скоростей по сечению сопла

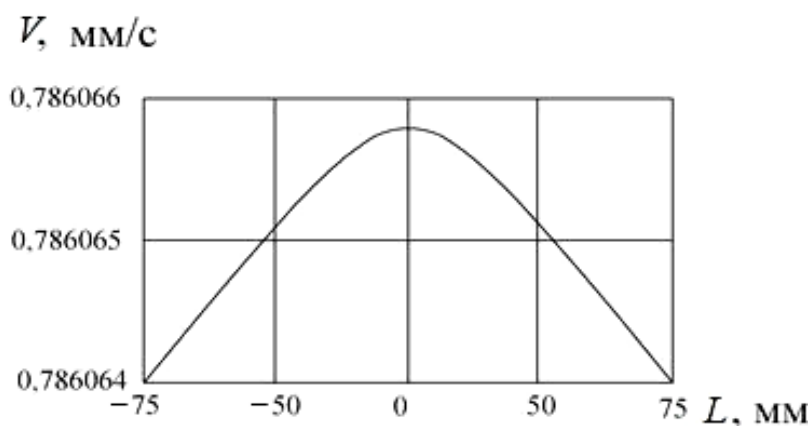


Рис. 2.11а. Распределение скорости потока расплава по длине

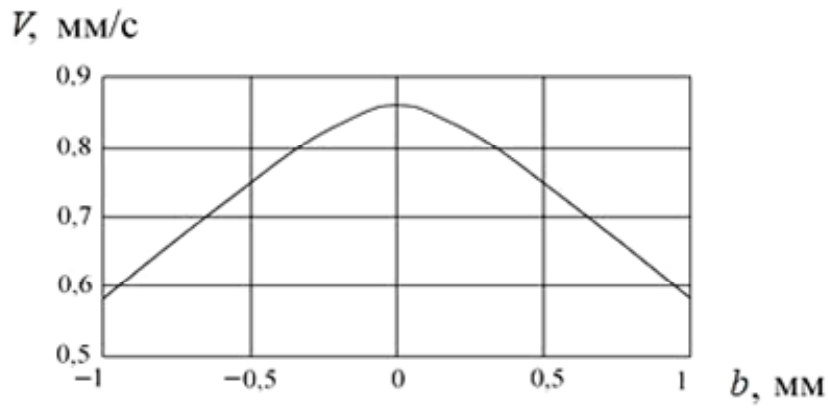


Рис. 2.11б. Распределение скорости потока расплава и по ширине

Влияние других параметров (глубины сопла  $l$ , перепада давления  $\Delta p$  и др.) на величину расхода расплава представлено на рис. 2.12, 2.13.

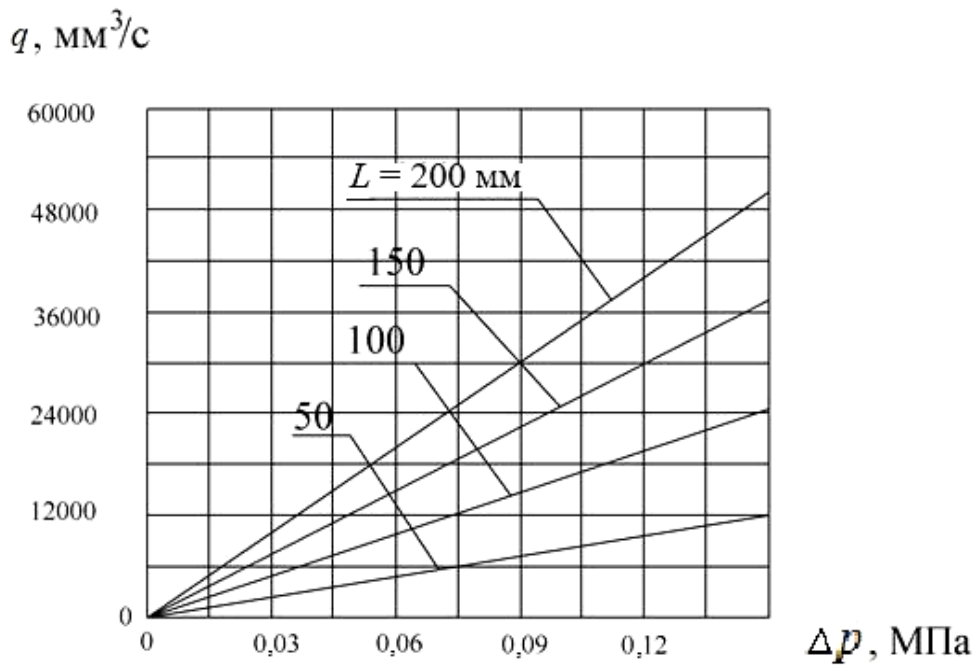
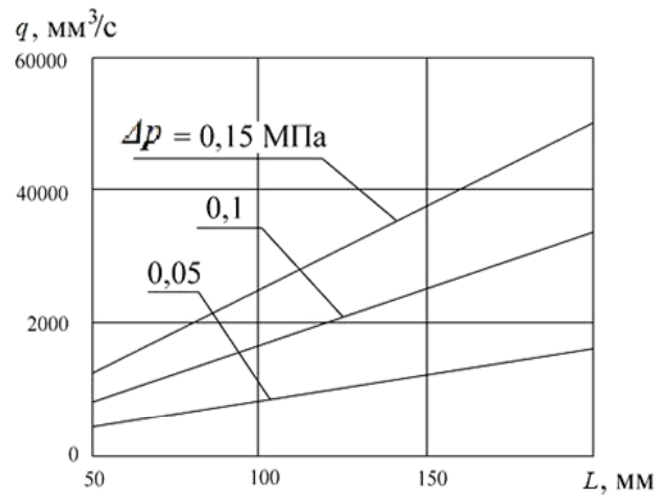
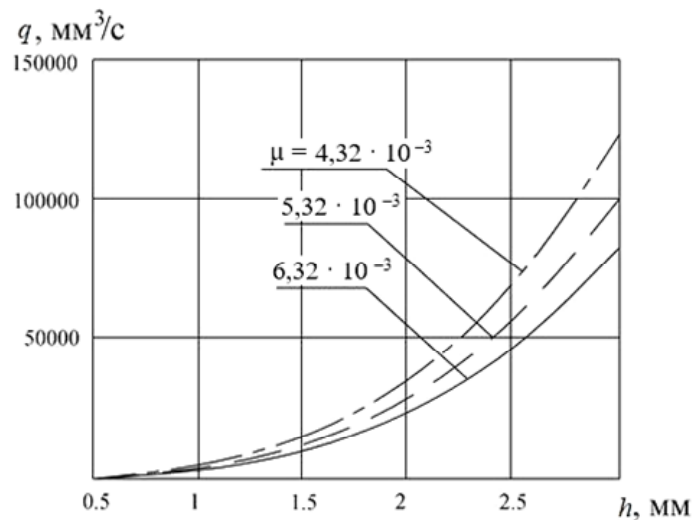


Рис. 2.12. Зависимость расхода жидкости от разности давлений на входе и выходе из сопла (получена графическим интегрированием распределения скорости по сечению сопла)



a)



б)

Рис. 2.13. Зависимость расхода жидкости от длины (а) и ширины (б) сопла

Из них следует, что процесс двухвалковой быстрой заковки расплава необходимо вести при оптимальном с точки зрения искажения профиля валка объеме металла, который находится в межвалковом пространстве.

### 2.3. МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА КРИСТАЛЛИЗАЦИИ РАСПЛАВА В СТВОРЕ ВАЛКОВ

Прецизионные сплавы являются одним из наиболее важных видов металлопродукции. При этом вопросы повышения качества, эксплуатационных характеристик лент, а также расширение сортамента



выпускаемой продукции имеют большое коммерческое значение. Одним из основных направлений развития черной металлургии в области прецизионных сплавов является получение материалов в аморфном или микрокристаллическом состоянии [119], [120]. Наиболее распространенным способом реализации такого состояния в сплавах является закалка расплава со скоростью охлаждения около  $10^5$ – $10^6$  град/с, с помощью которой получают непрерывные ленты широкого диапазона толщин.

Получение изделий осуществляется закалкой калиброванного потока жидкого металла на движущейся поверхности кристаллизатора (процесс спиннингования) или между двумя водоохлаждаемыми валками (прокатка расплава). Данные методы позволяют реализовать в изделиях в виде ленты принципиально новые, более высокие эксплуатационные характеристики, а также получать в виде ленты материалы, которые традиционными металлургическими методами в таком сортаменте получить невозможно [121]. Кроме того, прямое получение лент и полос различного класса прецизионных сплавов непосредственно из расплава резко сокращает энергетические и экономические затраты за счет исключения ряда энерго- и трудоемких операций по переделу слитков в изделие микронных толщин.

Повышение скорости охлаждения и затвердевания при быстрой закалке расплава значительно улучшает структуру, качество и физико-механические свойства металлов и сплавов. Одним из главных условий, определяющих скорость охлаждения, является объем затвердевшего слоя расплава на поверхности охладителя, коэффициент теплопередачи на границе *расплав–холодильник*, а также время контакта охлаждаемой пленки расплава с охладителем. Ввиду этого разработка метода прокатки расплавленного металла была вызвана стремлением повысить среднюю скорость охлаждения при изготовлении ленты. Однако оказалось, что, несмотря на то, что при закалке в двух валках начальная скорость охлаждения несколько выше скорости охлаждения в процессе спиннингования расплава на охлаждаемую подложку, короткое время контакта ленты с валками-кристаллизаторами приводит к резкому падению ее скорости охлаждения после отделения от валков, так как основной отвод тепла и, следовательно, охлаждение получаемой ленты происходят уже после принятия ею своей окончательной формы. Кроме того, для предотвращения неустойчивости подачи расплава и сохранения постоянства охлаждения требуется прецизионное управление струей расплава и вращением валков-кристаллизаторов.

Будем считать, что скорость подачи расплава и скорость вращения валков-кристаллизаторов в процессе прокатки постоянны и таковы, что верхний уровень расплава занимает некоторое установившееся положение, соответствующее координате  $y_0$  (рис. 2.14). Как будет видно из дальнейшего изложения, координата  $y_0$  существенно влияет на расположение границ всех областей  $y_1$  и  $y_2$  и тем самым определяет режим процесса затвердевания металла в валках-кристаллизаторах [116].

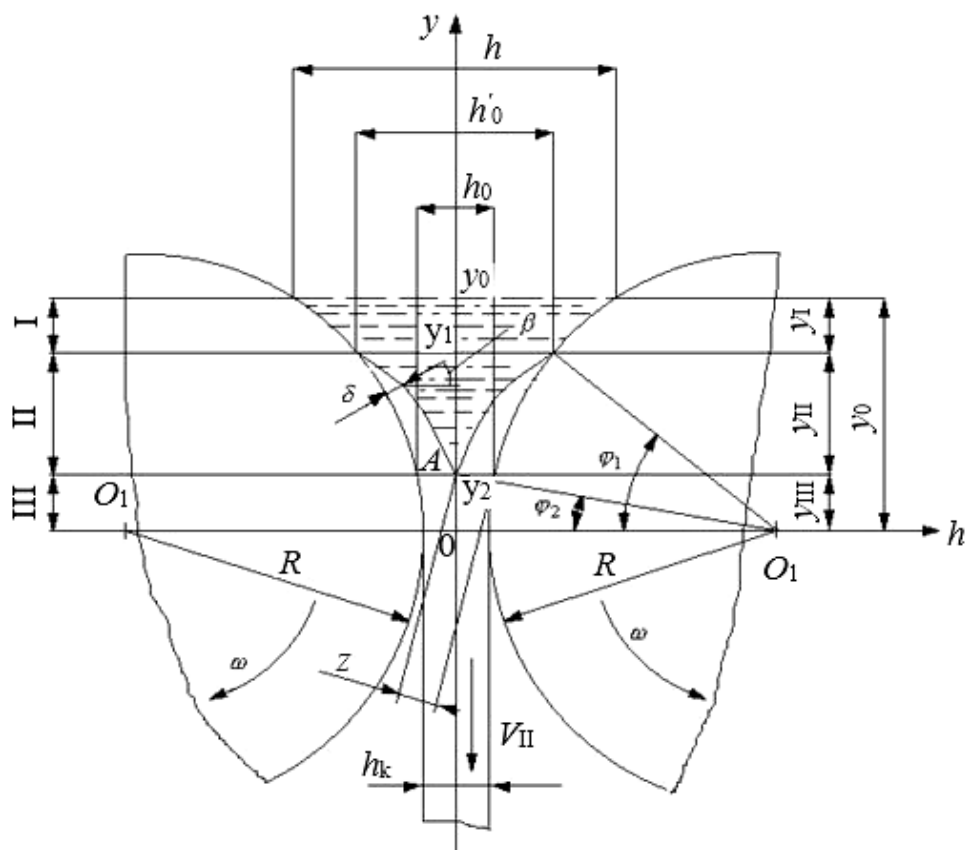


Рис. 2.14. Расчетная схема для определения точки смыкания фронтов кристаллизации

Выделим элементарный слой расплава в области отвода тепла перегрева. По мере продвижения вниз этот слой охлаждается, передавая тепло валкам. Количество тепла, передаваемого слоем при уменьшении его температуры на величину  $dT$ , определяется следующим выражением:

$$dQ_1 = C_p \rho dV dT, \quad (2.21)$$

где  $C_p$ ,  $\rho$  – удельная теплоемкость и плотность расплава, соответственно;  $dV$  – объем элементарного слоя.

Как видно из рис. 2.14, объем элементарного слоя расплава равен:

$$dV = h\delta dl \cos \varphi,$$

где  $h$ ,  $\delta$  – ширина и толщина элементарного слоя расплава, соответственно;  $dl$  – длина участка соприкосновения слоя расплава с поверхностью валка-кристаллизатора.

Учитывая, что  $\cos \varphi = \frac{\sqrt{R^2 - y^2}}{R}$ , где  $y$  – координата, характеризующая положение слоя;  $R$  – радиус валка, выражение (2.21) для количества тепла, передаваемого слоем расплава, запишется в виде

$$dQ_1 = C_p \rho h \delta dl \frac{\sqrt{R^2 - y^2}}{R} dT.$$

Количество тепла, передаваемое валкам от расплава за время  $dt$ , с другой стороны, равно:

$$dQ_2 = \alpha(T - T_0) dS dt, \quad (2.22)$$

где  $T$ ,  $T_0$  – температура расплава и валков, соответственно;  $\alpha$  – коэффициент теплопередачи между расплавом и валком;  $dS$  – площадь соприкосновения слоя расплава с поверхностью валков.

Учитывая, что  $dS = 2\delta dl$ , выражение (2.22) примет вид

$$dQ_2 = 2\alpha(T - T_0) \delta dl dt.$$

Если отводимое тепло аккумулируется стенкой валка, то уравнение теплового баланса для металла в первой области межвалкового пространства имеет следующий вид ( $dQ_1 = dQ_2$ ):

$$C_p \rho h \frac{\sqrt{R^2 - y^2}}{R} dT = 2\alpha(T - T_0) dt. \quad (2.23)$$

Скорость движения элементарного слоя расплава равна  $\frac{dy}{dt} = \frac{q}{h\delta}$ , где  $q$  – объем расплава, поступающего в межвалковое пространство за единицу времени. Выражая отсюда  $dt$  через  $dy$  и подставляя в выражение (2.23), получим после разделения переменных следующее дифференциальное уравнение для координаты  $y$  слоя как функции его температуры  $T$ :

$$\frac{C_p \rho q}{2\alpha \delta} \frac{dT}{T - T_0} = R \frac{dy}{\sqrt{R^2 - y^2}}. \quad (2.24)$$

Интегрируя соотношение (2.24), находим:

$$\frac{C_p \rho q}{2\alpha \delta R} \ln(T - T_0) = \arcsin \frac{y}{R} + \frac{C_p \rho q}{2\alpha \delta R} \ln \tilde{c},$$

или

$$y = R \sin \left[ \frac{C_p \rho q}{2\alpha \delta R} \ln \tilde{c} (T - T_0) \right],$$

где  $\tilde{c}$  – постоянная интегрирования, находящаяся из начальных условий.

Учитывая, что верхнее зеркало расплава ( $y = y_0$ ) в межвалковом пространстве находится при температуре заливки  $T_1$ , находим значение  $\tilde{c}$ :

$$\tilde{c} = \frac{1}{T_1 - T_0} \exp \left[ \frac{2\alpha \delta R}{C_p \rho q} \arcsin \frac{y_0}{R} \right].$$

Таким образом, координата расположения клиновидного слоя расплава в зависимости от температуры, теплофизических характеристик расплава и геометрических размеров валков-кристаллизаторов находится из выражения

$$y = R \sin \left[ \frac{C_p \rho q}{2\alpha \delta R} \ln \frac{T - T_0}{T_1 - T_0} + \arcsin \frac{y_0}{R} \right],$$

где  $R$  – радиус валка;  $C_p$ ,  $\rho$  – удельная теплоемкость и плотность расплава, соответственно;  $q$  – объем металла, поступающего в межвалковое пространство за единицу времени;  $\alpha$  – коэффициент теплопередачи между расплавом и валком;  $\delta$  – толщина слоя расплава;  $T$ ,  $T_0$ ,  $T_1$  – температура расплава (текущая), валка-кристаллизатора и металла в момент заливки, соответственно.

Конец зоны I отвода тепла перегрева соответствует температуре кристаллизации  $T_{кр}$  расплава. С учетом этого координата  $y_1$  конца этой области находится из следующего соотношения:

$$y_1 = R \sin \left[ \frac{C_p \rho q}{2\alpha \delta R} \ln \frac{T_{жг} - T_0}{T_1 - T_0} + \arcsin \frac{y_0}{R} \right].$$

Основной задачей в области затвердевания является нахождение координаты  $y_2$ , определяющей конец процесса кристаллизации и начало зоны деформации.

Пусть валки вращаются с угловой скоростью  $\omega$ . Если процесс кристаллизации длится время  $t_{кр}$ , то, как видно из рис. 2.3:

$$\varphi_1 - \varphi_2 = \omega t_{кр}, \quad (2.25)$$

где  $\varphi_1, \varphi_2$  – углы, соответствующие точкам начала и конца кристаллизации, соответственно.

Очевидно, что  $y_1 = R \sin \varphi_1$ ;  $y_2 = (R + z) \sin \varphi_2$ , где  $z$  – толщина корки металла, намороженной на каждый из валков к моменту встречи фронтов кристаллизации;  $y_1, y_2$  – координаты начала и конца зоны кристаллизации.

Из данных соотношений легко найти:

$$\varphi_1 = \arcsin \frac{y_1}{R}; \quad \varphi_2 = \arcsin \frac{y_2}{R + z}.$$

Подставляя полученные соотношения в уравнение (2.25) и решая его относительно времени  $t_{кр}$ , получаем:

$$t_{кр} = \frac{1}{\omega} \left( \arcsin \frac{y_1}{R} - \arcsin \frac{y_2}{R + z} \right). \quad (2.26)$$

С другой стороны, закон продвижения фронта кристаллизации находим следующим образом [122]. В стадии затвердевания температура расплава постоянна и равна температуре кристаллизации. Закон поперечного распределения температуры (вдоль оси  $y$ ) в затвердевшей корке в любой момент времени считаем известным и совпадающим с параболой  $n$ -го порядка. Это позволяет исключить из рассмотрения часть независимых аргументов, присутствующих в точной постановке задачи [123]. Следует отметить, что в предположении о неизменности температуры расплава в поперечном направлении началу процесса намораживания на оба холодильника (валки-кристаллизаторы) будет соответствовать одна и та же координата ( $x = 0$ ) в неподвижной системе отсчета. Для нахождения положения линий раздела  $h$  существенна форма линии профиля намораживаемой корки на обоих холодильниках в покоящейся системе отсчета, т. е. вид зависимости толщины намороженной корки со стороны обеих плоскостей от координаты  $x$ .

Для выявления этих зависимостей рассмотрим процесс увеличения толщины слоя корки от времени в системе отсчета, жестко связанной с плоскостью холодильника. Выделим на поверхности корки

элементарную площадку площади  $dF$ . В пренебрежении передачей теплоты в направлении параллельной плоскости холодильника уравнение теплового баланса для объема  $dV$  корки, опирающегося на эту поверхность, может быть представлено в виде

$$dQ = dQ_{\text{ак}} + dQ_{\text{кр}}, \quad (2.27)$$

где  $dQ$  – количество теплоты, отдаваемое объемом  $dV$  затвердевшей корки холодильнику за время  $dt$ ;  $dQ_{\text{ак}}$  – количество теплоты, выделяющееся внутри объема  $dV$  затвердевшей корки;  $dQ_{\text{кр}}$  – количество теплоты кристаллизации.

Величина  $dQ$  может быть найдена из закона теплопроводности Фурье:

$$dQ = -\lambda \left( \frac{dT}{dy} \right)_n \cos \beta dF dt,$$

где  $\lambda$  – коэффициент теплопроводности затвердевшего металла;  $\left( \frac{dT}{dy} \right)_n$  – производная на поверхности раздела корки и холодильника от температурной зависимости внутри корки  $T(y)$ ;  $\beta$  – угол между нормалью к поверхности корки и осью  $y$ . Зависимость  $T = T(y)$  постулируем в виде параболы  $n$ -го порядка [123]:

$$T = -\left( T_{\text{кр}} - T_n \right) \left( \frac{y}{\xi} \right)^n + T_{\text{кр}}, \quad (2.28)$$

где  $T_{\text{кр}}$ ,  $T_n$  – температура кристаллизации и корки у поверхности холодильника, соответственно;  $\xi$  – текущая толщина намораживаемой корки;  $n$  – показатель степени.

После дифференцирования выражения для  $T$  (2.28) и подстановки производной  $\left( \frac{\partial T}{\partial y} \right)_y = \xi$ , что соответствует поверхности кристаллизатора, имеем:

$$dQ = \lambda_n \frac{T_{\text{кр}} - T_n}{\xi} \cos \beta dF dt. \quad (2.29)$$

Полное количество теплоты, аккумулированное коркой, равно [123]:

$$Q_{\text{ак}} = \rho C_{\rho} (T_{\text{кр}} - T_{\text{ср}}) dV, \quad (2.30)$$

где  $dV = \xi \cos \beta dS$  – объем затвердевшей корки;  $\rho$ ,  $C_{\rho}$  – плотность и удельная теплоемкость корки, соответственно;  $T_{\text{ср}}$  – средняя по толщине корки температура, которая может быть найдена путем интегрирования температурной кривой  $\xi$ :

$$T_{\text{кр}} - T_{\text{ср}} = \int_0^{\xi} \frac{(T_{\text{кр}} - T)}{\xi}.$$

С учетом выражения (2.28) находим:

$$T_{\text{кр}} - T_{\text{ср}} = \frac{1}{n+1} (T_{\text{кр}} - T_{\text{ср}}).$$

Подставляя найденную разность в (2.30), получаем следующее выражение для количества аккумулированной теплоты:

$$Q_{\text{ак}} = \frac{1}{n+1} dF \xi \rho C_{\rho} (T_{\text{кр}} - T_n) \cos \beta. \quad (2.31)$$

Для исключения из равенства (2.31) члена  $T_n$  используем условие теплового баланса на границе *корка–кристаллизатор*. Количество теплоты, проходящее за время  $dt$  через элемент поверхности кристаллизатора  $dS = dF \cos \beta$ :

$$dQ = \alpha (T_n - T_x) \cos \beta dF dt, \quad (2.32)$$

где  $\alpha$  – коэффициент теплоотдачи через поверхность *корка–кристаллизатор*.

Приравнивая правые части равенств (2.32) и (2.29), находим:

$$\frac{\lambda}{\alpha} (T_{\text{кр}} - T_n) = \left( \frac{\xi}{n} \right) (T_n - T_x) - \left( \frac{\xi}{n} \right) (T_{\text{кр}} - T_x),$$

или

$$\frac{\lambda}{\alpha} (T_{\text{кр}} - T_n) = \left( \frac{\xi}{n} \right) (T_n - T_x).$$

Откуда

$$\left( \frac{\lambda}{\alpha} + \frac{\xi}{n} \right) (T_{\text{кр}} - T_n) = \left( \frac{\xi}{n} \right) (T_{\text{кр}} - T_x),$$

или

$$(T_{\text{кр}} - T_n) = \frac{T_{\text{кр}} - T_x}{1 + \frac{\lambda n}{\alpha \xi}}. \quad (2.33)$$

Подставив (2.33) в (2.31), получим:

$$Q_{\text{ак}} = \frac{1}{1+n} \rho C_{\rho} (T_{\text{кр}} - T_x) \frac{\xi}{1 + \frac{\lambda n}{\alpha \xi}} \cos \beta dF.$$

Отсюда для элементарного количества аккумулированной теплоты находим:

$$dQ_{\text{ак}} = \frac{1}{1+n} \rho C_{\rho} (T_{\text{кр}} - T_x) \frac{1 + \frac{2\lambda n}{\alpha \xi}}{\left(1 + \frac{\lambda n}{\alpha \xi}\right)^2} \cos \beta dF d\xi. \quad (2.34)$$

Заметим, что с учетом соотношения (2.33) выражение (2.29) может быть переписано в виде

$$dQ = \frac{\lambda n}{\xi} \frac{T_{\text{кр}} - T_n}{1 + \frac{\lambda n}{\alpha \xi}} \cos \beta dF dt. \quad (2.35)$$

Элементарная теплота кристаллизации определяется соотношением

$$dQ_{\text{кр}} = \rho_1 \cos \beta dF d\xi, \quad (2.36)$$

где  $\rho_1$  – удельная теплота кристаллизации металла.

Подставляя выражения (2.29), (2.34) и (2.36) в уравнение теплового баланса (2.27), имеем:

$$\begin{aligned} & \frac{n\lambda}{\xi} \frac{T_{\text{кр}} - T_x}{1 + \frac{n\lambda}{\alpha \xi}} \cos \beta dF dt = \\ & = \frac{1}{1+n} \rho C_{\rho} (T_{\text{кр}} - T_x) \frac{1 + \frac{2n\lambda}{\alpha \xi}}{\left(1 + \frac{\lambda n}{\alpha \xi}\right)^2} \cos \beta dF d\xi + \rho \rho_1 \cos \beta dF d\xi. \end{aligned} \quad (2.37)$$



Вводя коэффициент температуропроводности затвердевшей корки  $a = \frac{\lambda}{C_p \rho}$  и обозначая через  $v_{кр} = T_{кр} - T_x$  как температуру кристаллизации металла, отсчитанную от температуры охладителя как от нуля, уравнение (2.37) преобразуем к виду

$$adt = \frac{\rho_1}{C_p v_{кр}} \frac{\lambda}{\alpha} d\xi + \frac{\rho_1}{nC_p v_{кр}} + \xi d\xi + \frac{1}{1+n} \frac{2\xi + \frac{\alpha\xi^2}{n\lambda}}{1 + \frac{\alpha\xi}{n\lambda}} d\xi. \quad (2.38)$$

Введем безразмерные критерии подобия:  $F_0 = \frac{\alpha T}{d^2}$ ;  $Bi = \frac{\alpha d}{\lambda}$ ;  
 $\delta = \frac{\xi}{d}$ ;  $L = \frac{\rho_1}{C_p v_{кр}}$ .

С учетом принятых критериев подобия уравнение (2.38) преобразуем к виду

$$dF_0 = L \frac{1}{Bi} d\delta + \frac{1}{n} L \delta d\delta + \frac{1}{n(n+1)} \frac{2\delta + \frac{1}{Bi} \delta^2}{1 + \frac{1}{n} \frac{\delta}{Bi}} d\delta, \quad (2.39)$$

или

$$dF_0 = A_1 d\delta + 2A_2 \delta d\delta + A_3 \frac{1}{1 + \frac{1}{n} \frac{\delta}{Bi}} d\left(\frac{1}{n} \frac{\delta}{Bi}\right), \quad (2.40)$$

где  $A_1 = \frac{1}{Bi} \left(L + \frac{1}{1+n}\right)$ ;  $A_2 = \frac{1}{2n} \left(L + \frac{1}{n+1}\right)$ ;  $A_3 = -\frac{n}{n+1} \frac{1}{Bi^2}$ .

Интегрируя уравнение (2.40), получим:

$$F_0 = A_1 \delta + A_2 \delta^2 + A_3 \ln\left(1 + \frac{1}{n} \frac{\delta}{Bi}\right) + \tilde{c}. \quad (2.41)$$

Выбирая начало отсчета времени  $t$  с момента образования корки, определяем постоянную интегрирования  $\tilde{c}$  из условия, что при  $t = 0$ ,  $\delta = 0$ . Откуда  $\tilde{c} = 0$ . Таким образом, получаем неявную зависимость  $\delta$  от  $F_0$ , т. е. закон продвижения фронта корки от времени в системе отсчета, покоящейся относительно холодильника.

Пусть зависимость толщины корки, намороженной у каждого из кристаллизаторов, от координаты  $x$  задана уравнениями  $\xi_1 = f_1(t)$  и  $\xi_2 = f_2(t)$ . Положение линии раздела намороженных слоев тогда определится из условий:

$$h_1 = f_1(x); \quad h_2 = f_2(x); \quad h_1 + h_2 = d. \quad (2.42)$$

Очевидно, что  $f_1(x) = f\left(\frac{x}{V_1}\right)$ ;  $f_2(x) = f\left(\frac{x}{V_2}\right)$ ;  $\xi = f(t)$  – функция, описывающая закон продвижения фронта затвердевшей корки во времени, отсчитываемом с момента начала кристаллизации  $t = 0$ . Тогда условия (2.42) запишутся:

$$h_1 = f\left(\frac{x}{V_1}\right); \quad h_2 = f\left(\frac{x}{V_2}\right); \quad h_1 + h_2 = d. \quad (2.43)$$

Если вместо функции  $\xi = f(t)$  использовать обратную ей функцию  $\xi_1 = \varphi(t)$ , то условия (2.43) примут следующий вид:

$$\varphi(h_1) = \frac{x}{V_1}; \quad \varphi(h_2) = \frac{x}{V_2}; \quad h_1 + h_2 = d. \quad (2.44)$$

Исключая  $x$  из (2.40), получаем:

$$V_1\varphi(h_1) = V_2\varphi(h_2) = V_2\varphi(d - h_1). \quad (2.45)$$

Перейдем от переменных  $\xi$  и  $t$  в функции  $\xi = f(t)$  к безразмерной координате точки раздела  $\delta_1 = \frac{h_1}{d}$  и времени  $F_0$ . Равенство (2.45) тогда переписывается как

$$V_1\Phi(\delta_1) = V_2\Phi(1 - \delta_1), \quad (2.46)$$

где  $F_0 = \Phi(\delta_1)$  – неявный закон продвижения фронта затвердевшей корки.

С учетом соотношений (2.37) и (2.42) окончательно находим:

$$\frac{V_2}{V_1} = \frac{A_1\delta_1 + A_2\delta_1^2 + A_3 \ln\left(1 + \frac{1}{n} \text{Bi}\delta_1\right)}{A_1(1 - \delta_1) + A_2(1 - \delta_1)^2 + A_3 \ln\left(1 + \frac{1}{n} \text{Bi}(1 - \delta_1)\right)}. \quad (2.47)$$

Выражение (2.41) позволяет, задавшись положением плоскости раздела слоев  $\delta_1$ , вычислять отношение скоростей валков-кристаллизаторов. Для решения обратной задачи нахождения  $\delta_1$  по известному соотношению скоростей кристаллизаторов необходимо найти корни трансцендентного уравнения, которое удобно представить в виде

$$A_1[V_1\delta_1 - V_2(1 - \delta_2)] + A_2[V_1\delta_1^2 - V_2A(1 - \delta_1)^2] + A_3n \frac{\left(1 + \frac{1}{n}\text{Bi}\delta_1\right)^{V_1}}{\left[1 + \frac{1}{n}\text{Bi}(1 - \delta_1)\right]^{V_2}} = 0. \quad (2.48)$$

Переходя в уравнении (2.41) к размерным величинам, получаем:

$$t_{\text{ж}} = B_1z + B_2z^2 + B_3 \ln\left(1 + \frac{1}{n} \frac{\alpha}{\lambda} z\right), \quad (2.49)$$

где  $B_1, B_2, B_3$  – коэффициенты, зависящие от теплофизических свойств расплава и условий теплообмена;

$$B_1 = \frac{C_{\rho k} \rho_k}{\alpha} \left(L + \frac{1}{n+1}\right);$$

$$B_2 = \frac{C_{\rho k} \rho_k}{2\lambda_k n} \left(L + \frac{1}{n+1}\right);$$

$$B_3 = -\frac{n}{n+1} \frac{\lambda_k C_{\rho k} \rho_k}{\alpha^2};$$

$$L = \frac{\rho_1}{C_{\rho k} (T_{\text{ж}} - T_0)},$$

где  $\rho_1$  – удельная теплота кристаллизации металла;  $\rho_k, C_{\rho k}$  – плотность и удельная теплоемкость замороженной корочки металла, соответственно;  $n$  – безразмерный параметр, зависящий от свойств расплава и имеющий смысл показателя степени для кривой распределения температуры в затвердевшей корке.

Из треугольника  $O_1OA$  (рис. 2.3) следует очевидное соотношение:

$$(R + z)^2 = \left(R + \frac{h_n}{2}\right)^2 + y_2^2,$$

откуда легко найти значение  $z$ , где  $h_n$  – конечная толщина ленты.

Приравнивая правые части выражения (2.26) и (2.49) и учитывая, что при быстрой закалке расплава имеет место большая интенсивность теплообмена, когда  $Bi \gg 1$  [122], получаем уравнение для нахождения координаты  $y_2$  конца зоны затвердевания:

$$B_2 \left( \sqrt{R^2 + y_2^2} - R \right) + \frac{1}{\omega} \arcsin \frac{y_2}{\sqrt{R^2 + y_2^2}} = \frac{1}{\omega} \arcsin \frac{y_1}{R}.$$

Можно видеть, что данное уравнение для координаты  $y_2$  является уравнением 4-й степени. Его решение может быть получено графическим путем. Однако с достаточной степенью точности значение абсциссы конца зоны затвердевания  $y_2$  может быть найдено:

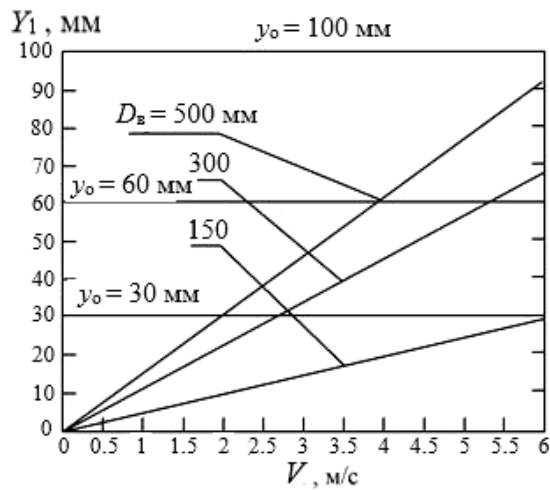
$$y_2 = \sqrt{\left[ \frac{1}{2B_2(\omega+1)} \arcsin\left(\frac{y_1}{R}\right) + R \right]^2 - R^2}. \quad (2.50)$$

С учетом соотношения (2.50) и зная, что  $y_2 = \sqrt{R\Delta h}$ , для зоны деформации получаем величину абсолютного обжатия намороженной корки металла:

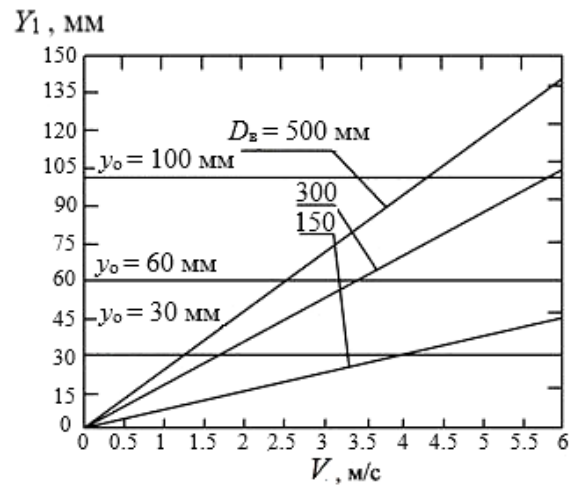
$$h_2 = h_k + \Delta h; \quad z = \frac{h_2}{2}; \quad \Delta h = \frac{\left[ \frac{1}{2B_2(\omega+1)} \arcsin\left(\frac{y_1}{R}\right) + R \right]^2 - R^2}{R}.$$

Используя уравнение неразрывности  $V_i h_i = 0,5 V_n h_n$  и соотношение (2.41) для времени движения фронта кристаллизации в зоне II, находим скорость выхода ленты  $V_n$  из валков-кристаллизаторов.

При использовании выражения для нахождения координаты конца зоны отвода тепла перегрева  $y_1$  был проведен анализ изменения высоты данной зоны в зависимости от технологических параметров процесса. Он показал, что высота ванны расплава незначительно влияет на высоту данной зоны при фиксированных значениях перегрева металла и объемном расходе расплава в единицу времени. Аналогичное влияние оказывает изменение диаметра валков. Как показали исследования, наибольшее влияние на высоту зоны отвода тепла перегрева оказывают скорость вращения валков и перегрев металла. Увеличение глубины ванны расплава расширяет границу стабильного формирования ленты (рис. 2.15–2.17).

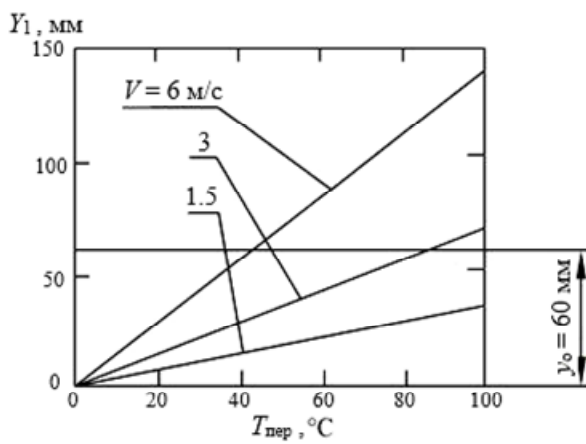


а)

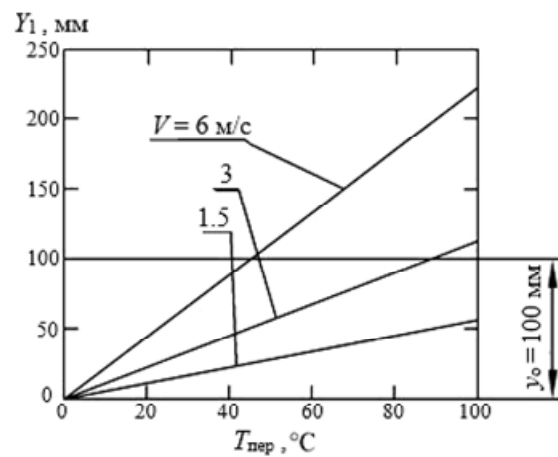


б)

Рис. 2.15. Изменение высоты зоны перегрева в зависимости от скорости вращения валков:  
а – перегрев 40 °С; б – перегрев 60 °С



а)



б)

Рис. 2.16. Изменение высоты зоны перегрева в зависимости от температуры перегрева при различной глубине ванны:  
а –  $y_0 = 60$  мм; б –  $y_0 = 100$  мм

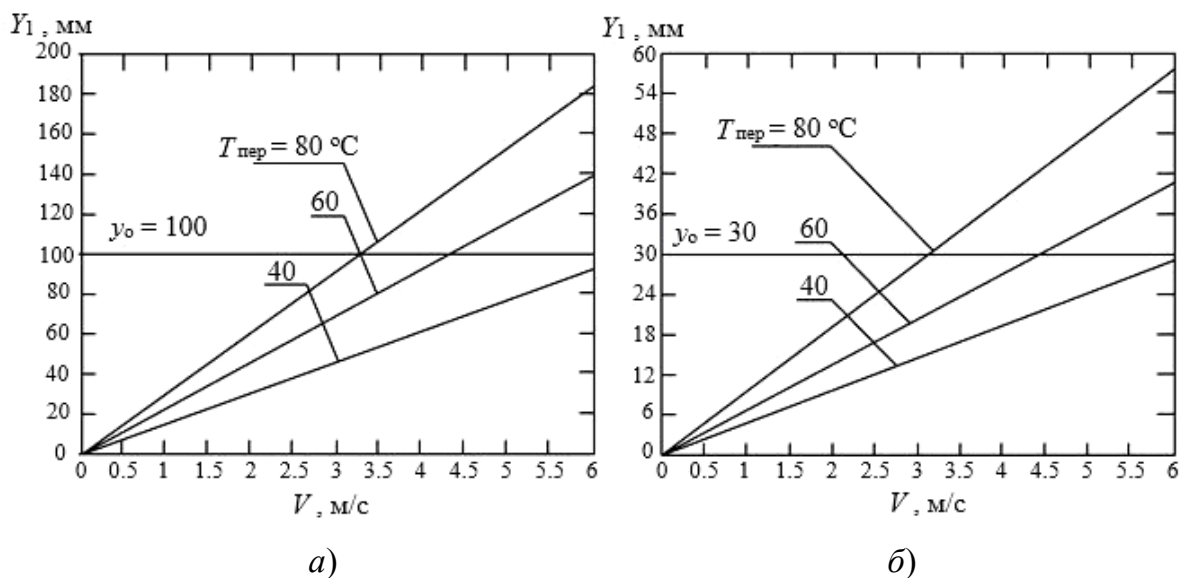


Рис. 2.17. Изменение высоты зоны перегрева в зависимости от скорости вращения валков при различных температурах перегрева:  
 $a - \Delta T = 40^\circ\text{C}$ ;  $b - \Delta T = 80^\circ\text{C}$

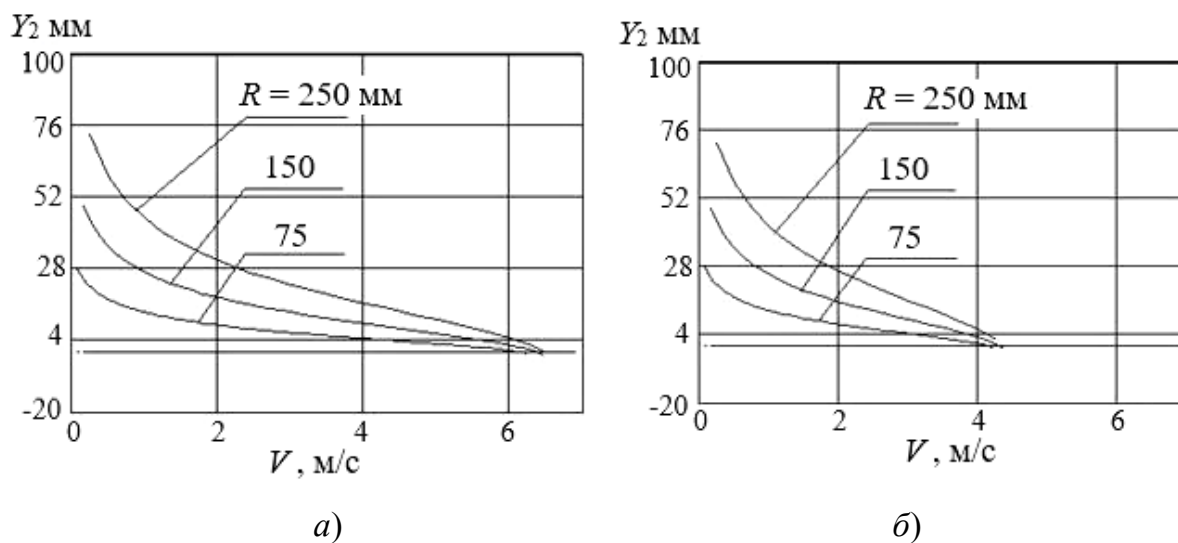


Рис. 2.18. Влияние скорости вращения валков на координату смыкания намороженных корочек металла при различных диаметрах валков:  
 $a -$  диаметр валка 500 мм;  $b -$  диаметр валка 150 мм

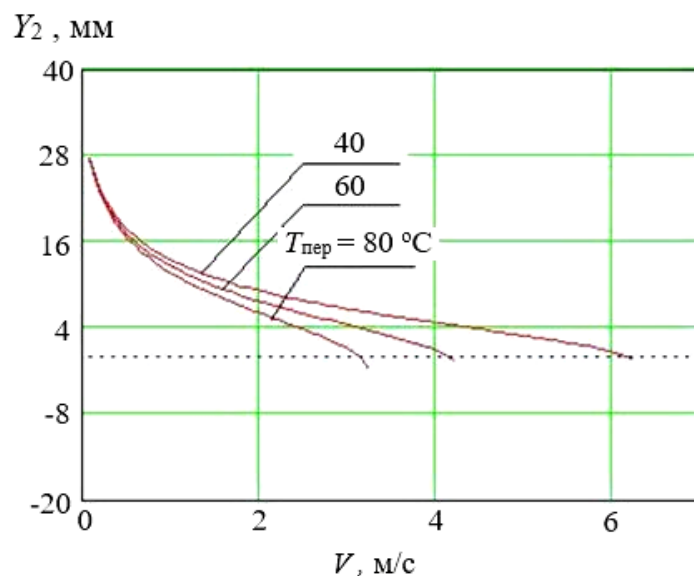


Рис. 2.19. Влияние скорости вращения валков на координату смыкания замороженных корочек металла при различных температурах перегрева ( $D_B = 150$  мм)

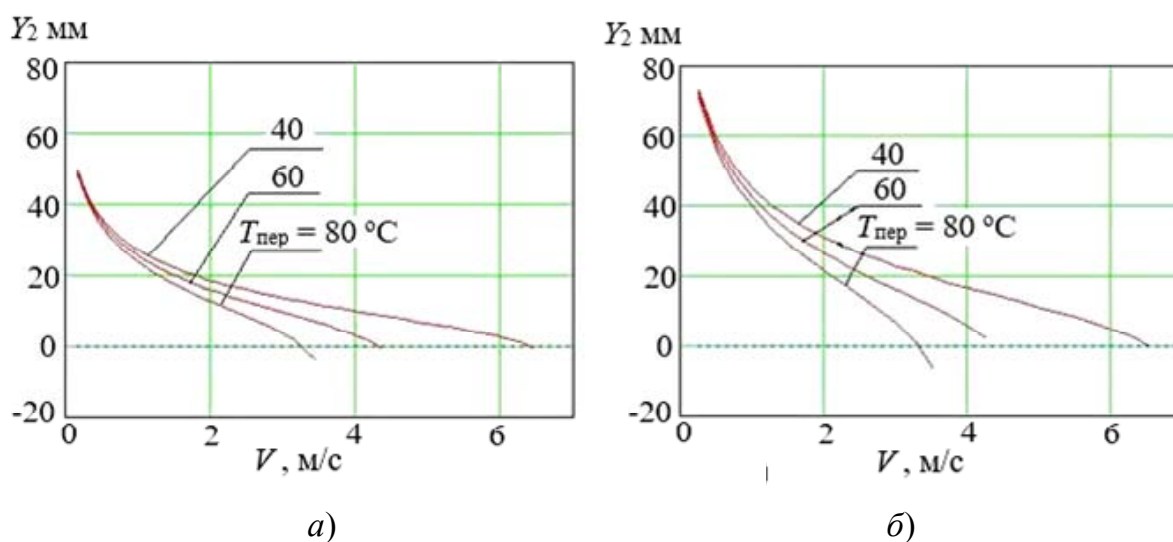


Рис. 2.20. Влияние скорости вращения валков на координату смыкания замороженных корочек металла при различных диаметрах валков:  
 а –  $D_B = 300$  мм; б –  $D_B = 500$  мм

Увеличение скорости вращения валков, их диаметра, повышение температуры перегрева и уменьшение высоты ванны ведет к росту глубины лунки, что может привести к нарушению сплошности получаемой ленты в жестких валках (рис. 2.18–2.20).

## 2.4. ТЕМПЕРАТУРНО-ДЕФОРМАЦИОННЫЙ ПРОФИЛЬ ВАЛКОВ-КРИСТАЛЛИЗАТОРОВ

**Температурное поле кристаллизатора.** Рассмотрим задачу расчета температурного режима валка-кристаллизатора при быстрой закалке расплава в виде полого цилиндра конечной длины с толщиной стенки  $S$ , вращающегося с постоянной угловой скоростью  $\omega$  вокруг продольной оси, на которую в момент времени  $t_0 = 0$  оказывает действие распределенный в некоторой области  $S_0 \{r = R_0; 0 \leq \varphi \leq 2\varphi_0; z_1 \leq z \leq z_2\}$  тепловой источник  $Q$ , вращающийся вокруг той же оси с постоянной угловой скоростью. Теплофизические свойства полого цилиндра принимались независимыми от температуры, а теплообмен с окружающей средой осуществлялся по закону Ньютона (рис. 2.21) [124].

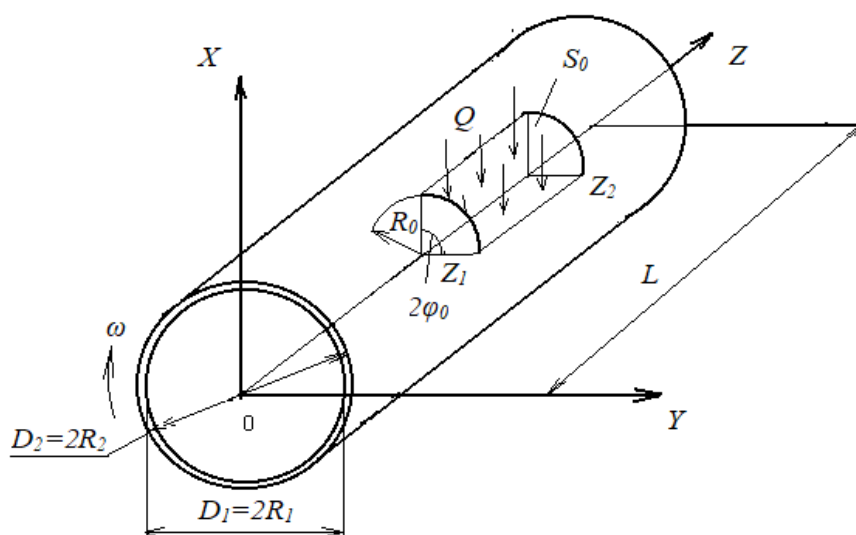


Рис. 2.21. Схема к расчету температурного режима валка

Данная математическая задача состоит в нахождении функции  $T(\rho, \varphi, z, F_0)$ , описывающей температурное поле валка-кристаллизатора в области  $\rho \in (R_1, R_2)$ ;  $z \in (z_1, z_2)$ ;  $\varphi \in (0, 2\pi)$ ;  $F_0 > 0$ . Уравнение теплопроводности запишется в виде

$$\frac{\partial T}{\partial t} = a^2 \Delta T + f(r, \varphi, z, t), \quad (2.51)$$

где  $T(r, \varphi, z, t)$  – текущая температура валка-кристаллизатора;  $\Delta$  – оператор Лапласа в цилиндрической системе координат;  $a^2 = \lambda / c_\rho \rho'$  – коэффициент температуропроводности;  $c_\rho$ ,  $\rho'$ ,  $\lambda$  – удельная теплоем-



кость, плотность и коэффициент теплопроводности материала банджа валка;  $f$  – функция, описывающая действие в области  $S_0$  источника тепла;  $R_1$ ,  $R_2$  – внутренний и наружный радиусы банджа.

Функцию  $f$  можно представить следующим образом:

$$f(r, \varphi, z, t) = \frac{QR_0}{c_p \rho S'_0} \delta(r - R_0) [\theta(z - z_1) - \theta(z - z_2)] \times \\ \times [\theta(\varphi - \varphi') - \theta(\varphi - \varphi' - 2\varphi_0)]; \\ \varphi' = \omega \sum_{k=0}^{\infty} (t - t_k) [\theta(t - t_k) - \theta(t - t_{k+1})]; \quad t_k = \frac{2\pi k}{\omega},$$

где  $S_0 = 2\varphi_0 R_0 (z_2 - z_1)$  – площадь области, в которой действует источник тепла. Выбранная здесь физическая модель определения температурного поля цилиндрической оболочки конечной толщины  $S$  при действии на нее распределенного в области теплового источника, вращающегося вокруг оси  $z$  с постоянной угловой скоростью, является достаточным приближением к расчету температурного поля двух оболочек конечной толщины в процессе их вращения при наличии между ними источника тепла в области  $\{r = R_2; 0 \leq \varphi \leq 2\varphi_0; z_1 \leq z \leq z_2\}$ .

Данное приближение имеет место, если коэффициент теплообмена  $k_2$  внешней боковой поверхности валка с воздухом существенно меньше, чем коэффициент теплообмена  $k_1$  внутренней боковой поверхности банджа валка с водой, которая используется в качестве охладителя.

Граничные условия поставленной задачи с учетом выбранной физической модели записываются в следующем виде:

$$\frac{\partial T(r, \varphi, 0, t)}{\partial t} = 0, \quad \frac{\partial T(r, \varphi, L, t)}{\partial t} = 0; \\ \frac{\partial T(R_2, \varphi, z, t)}{\partial r} + \alpha^2 T(R_2, \varphi, z, t) = a_2 T_2; \\ \frac{\partial T(R_1, \varphi, z, t)}{\partial r} - \alpha_1 T(R_1, \varphi, z, t) = -a_1 T_1, \quad (2.52)$$

где  $T_2$ ,  $T_1$  – температура воздуха и воды, соответственно;  $\alpha_1 = k_1/\lambda$ ;  $\alpha_2 = k_2/\lambda$ .

Начальным условием является температура:

$$T(r, \varphi, z, 0) = T_0(r), \quad (2.53)$$

которая является стационарной температурой бандажа валка в силу ее симметрии, так как время до момента  $t_0 = 0$ , когда начинает воздействовать источник тепла, неограниченно велико.

Кроме того, решение задачи нахождения температурного поля бандажа  $T(r, \varphi, z, t)$  валка должно быть периодической функцией, т. е.

$$T(r, \varphi + 2\pi, z, t) = T(r, \varphi, z, t). \quad (2.54)$$

Решение поставленной задачи ищем в виде отклонения  $\Delta T(r, \varphi, z, t)$  от решения  $T = T_0 + \Delta T$  стационарной задачи:

$$\Delta T_0 = 0 \quad (2.55)$$

при граничных условиях:

$$\begin{aligned} \frac{\partial T_0}{\partial z} \Big|_{z=0} = 0; \quad \frac{\partial T_0}{\partial z} \Big|_{z=L} = 0; \\ \frac{\partial T_0}{\partial r} + \alpha_2 T_2 \Big|_{r=R_2} = \alpha_2 R_2; \quad \frac{\partial T_0}{\partial r} - \alpha_1 T_1 \Big|_{r=R_1} = -\alpha_1 T_1. \end{aligned} \quad (2.56)$$

Подставляя представление  $T = T_0 + \Delta T$  в уравнение (2.51) и условия (2.52)–(2.54), а также учитывая, что функция  $T_0$  удовлетворяет уравнению (2.55) и граничному условию (2.56), получаем задачу для нахождения функции  $\Delta T$ :

$$\frac{\partial(\Delta T)}{\partial t} = a^2 \Delta(\Delta T) + f(r, \varphi, z, t) \quad (2.57)$$

при граничных и начальных условиях:

$$\begin{aligned} \frac{\partial(\Delta T)}{\partial z} \Big|_{z=0} = 0; \quad \frac{\partial(\Delta T)}{\partial z} \Big|_{z=L} = 0; \\ \frac{\partial(\Delta T)}{\partial r} + \alpha_2 (\Delta T) \Big|_{r=R_2} = 0; \\ \frac{\partial(\Delta T)}{\partial r} - \alpha_1 (\Delta T) \Big|_{r=R_1} = 0; \\ \Delta T(r, \varphi + 2\pi, z, t) = \Delta T(r, \varphi, z, t); \quad \Delta T \Big|_{t=0} = 0. \end{aligned} \quad (2.58)$$

Решаем следующую задачу. Для этого найдем нетривиальное решение однородного уравнения:

$$\frac{d(\Delta\tilde{T})}{dt} = \alpha^2 \Delta(\Delta\tilde{T}), \quad (2.59)$$

которое удовлетворяет однородным граничным условиям:

$$\begin{aligned} \left. \frac{d(\Delta\tilde{T})}{dt} \right|_{z=0} &= \left. \frac{d(\Delta\tilde{T})}{dz} \right|_{z=L} = 0; \\ \left. \frac{d(\Delta\tilde{T})}{dt} + \alpha_2(\Delta\tilde{T}) \right|_{r=R_2} &= 0; \\ \left. \frac{d(\Delta\tilde{T})}{dt} + \alpha_1(\Delta\tilde{T}) \right|_{r=R_1} &= 0. \end{aligned} \quad (2.60)$$

Решение поставленной задачи ищем методом разделения переменных, полагая:

$$\Delta\tilde{T} = V(r, \varphi, z)\tilde{T}(t) \neq 0. \quad (2.61)$$

После подстановки (2.61) в уравнение (2.59) и условия (2.60), получаем задачу на собственные значения:

$$\frac{l}{r} \frac{d}{dr} \left( r \frac{dV}{dr} \right) + \frac{l d^2 V}{r^2 d\varphi^2} + \frac{d^2 V}{dz^2} + \beta^2 V = 0. \quad (2.62)$$

Решение уравнения (2.62) ищем в виде

$$V = R(r)\Phi(\varphi)Z(z). \quad (2.63)$$

После подстановки (2.63) в уравнение (2.62), разделения переменных получаем следующие системы уравнения для собственных компонент (2.63):

– для функции  $Z(z)$ :

$$\begin{aligned} \frac{d^2 Z}{dz^2} + v^2 Z &= 0; \\ \frac{dZ(0)}{dz} &= \frac{dZ(L)}{dz}, \end{aligned} \quad (2.64)$$

– для функции  $\Phi(\varphi)$ :

$$\begin{aligned} \frac{d^2\Phi}{d\varphi^2} + \nu^2\Phi &= 0; \\ \Phi(\varphi + 2\pi) &= \Phi(\varphi); \end{aligned} \quad (2.65)$$

– для функции  $R(r)$ :

$$\begin{aligned} r^2 \frac{d^2R}{dr^2} + r \frac{dR}{dr} + [(\beta^2 - \nu^2)r^2 - \gamma^2]R &= 0; \\ \frac{dR(R_2)}{dr} + a_2R(R_2) &= 0; \\ \frac{dR(R_1)}{dr} - a_1R(R_1) &= 0. \end{aligned} \quad (2.66)$$

Решения уравнения (2.63) дает:

$$Z_m(z) = \cos \nu_m z, \quad (2.67)$$

где  $\nu_m = \pi m / L$ ;  $m = 0, 1, 2, \dots$ .

Из общего решения уравнения (2.65) и условия периодичности находим собственные функции данной задачи:

$$\begin{aligned} \Phi_n^{(c)}(\varphi) &= \cos(n\varphi); \\ \Phi_n^{(s)} &= \sin(n\varphi); \quad \gamma = n; \quad n = 0, 1, 2, \dots \end{aligned} \quad (2.68)$$

Уравнение (2.66) для функции  $R(r)$  представляет собой уравнение функции Бесселя, общее решение которого выбираем в виде

$$R(r) = E_n I_n[\nu^{(n)} r] + E_n N_n[\mu^{(n)} r], \quad (2.69)$$

где  $I_n(x)$ ,  $N_n(x)$  – функции Бесселя и Неймана  $n$ -го порядка, соответственно.

С учетом соотношения (2.61) здесь введено следующее обозначение:

$$[\mu^{(n)}]^2 = \beta^2 - \nu_m^2 \geq 0.$$

Из граничных условий (2.66) получаем систему уравнений для определения постоянных интегрирования  $E_n$  и  $F_n$  ( $E_n \neq 0$ ;  $F_n \neq 0$ ):

$$\begin{aligned} [\mu^{(n)} I_n'(\mu^{(n)} R_2) + a_2 I_n(\mu^{(n)} R_2)] E_n + [\mu^{(n)} N_n'(\mu^{(n)} R_2) + a_2 N_n(\mu^{(n)} R_2)] F_n &= 0; \\ [\mu^{(n)} I_n'(\mu^{(n)} R_1) + a_1 I_n(\mu^{(n)} R_1)] E_n + [\mu^{(n)} N_n'(\mu^{(n)} R_1) + a_1 N_n(\mu^{(n)} R_1)] F_n &= 0. \end{aligned} \quad (2.70)$$

После нахождения постоянных интегрирования и подстановки в уравнение (2.68) имеем собственные функции уравнения (2.69)  $R_n(\mu_k^{(n)}r)$ .

Таким образом, собственные функции уравнения (2.59) с граничными условиями (2.60) имеют вид:

$$\begin{aligned} V_{k,m,n}^{(c)}(r, \varphi, z) &= R_n(\mu_k^{(n)}r) \cos(v_m z) \cos(n\varphi); \\ V_{k,m,n}^{(s)}(r, \varphi, z) &= R_n(\mu_k^{(n)}r) \cos(v_m z) \sin(n\varphi), \end{aligned} \quad (2.71)$$

где  $\beta_{k,m,n}^2 = (\mu_k^{(n)})^2 + v_m^2$ .

Отсюда находим решение исходной задачи:

$$\begin{aligned} V(r, \varphi, z, t) &= \\ &= \sum_{m,n} \left\{ \int_0^t d\tau \exp[-a^2 \beta_{k,m,n}^2 (t-\tau)] F_{k,m,n}^{(c)}(\tau) V_{k,m,n}^{(c)}(r, \varphi, z) + \int_0^t d\tau \exp[-a^2 \beta_{k,m,n}^2 (t-\tau)] F_{k,m,n}^{(s)}(\tau) V_{k,m,n}^{(s)}(r, \varphi, z) \right\}. \end{aligned} \quad (2.72)$$

После интегрирования окончательно получаем выражение для расчета температуры бандажа валков-кристаллизаторов:

$$\begin{aligned} V(r, \varphi, z, t) &= V_0 + \sum_{n=1}^{\infty} [A_n I_0(\beta_n^{(c)}r) + B_n (\beta_n^{(c)}r)] \cos \beta_n^{(c)}r + \int_0^t d\tau \sum_{\substack{k=0,1 \\ m,n=1,2}}^{\infty} \exp[-x^2 \lambda_{k,m,n}^2 (t-\tau)] \times \\ &\times \left\{ V_{k,m,n}^{(c,s)}(r, \varphi, z) F_{k,m,n}^{(c,s)}(\tau) + V_{k,m,n}^{(c,s)}(r, \varphi, z) F_{k,m,n}^{(c,s)}(\tau) + V_{k,m,n}^{(c,s)}(r, \varphi, z) F_{k,m,n}^{(c,s)}(\tau) + V_{k,m,n}^{(c,s)}(r, \varphi, z) F_{k,m,n}^{(c,s)}(\tau) \right\}, \end{aligned} \quad (2.73)$$

где первое слагаемое есть температура окружающей среды; второе – стационарное распределение температуры без влияния теплового источника; третье – температурное распределение, обусловленное действием расплава.

Функции  $F_{k,m,n}(t)$  можно записать следующим образом:

$$F_{k,m,n}^{(s,c)}(t) = \frac{1}{\|V_{k,m,n}^{(s,c)}\|^2} \frac{2Q}{C_p \rho S} \left\{ \begin{array}{l} \sin \\ \cos \end{array} \right\} \left[ k\omega \sum_{l=0}^{\infty} (t-t_l) \right] \{ \theta(t-t_l) - \theta(t-t_{l+1}) \}.$$

Норма собственных функций  $\|V_{k,m,n}\|$  равна:

$$\|V_{k,m,n}^{(i)}\|^2 = \|Z_k^{(m)}\|^2 \frac{l(\beta_n^{(c)2} + \alpha_0^2)2\alpha_0}{\beta_n^{(c)2} + \alpha_0^2} \pi \varepsilon_K,$$

где  $\varepsilon_K = \begin{cases} 2, k = 0; \\ 1, k = 1, 2, \dots \end{cases}$

Норма цилиндрических функций определяется следующим соотношением:

$$\|Z_k\|^2 = \frac{\left[ (\alpha_0 R_0)^2 (\mu_k^{(m)} R_2)^2 - k^2 \right] Z_k^2(\mu_k^{(m)} R_2) - \left[ (\alpha_b R_1)^2 + (\mu_k^{(m)} R_1)^2 - k^2 \right] Z_k^2(\mu_k^{(m)} R_1)}{2\mu_k^{(m)2}},$$

где  $Z_k^2(\mu_k^{(m)} R_2) = \left( \frac{2}{\pi \mu_k^{(m)} R_2} \right)^2$ ;

$$Z_k^2(\mu_k^{(m)} R_1) = \left[ \mu_k^{(m)} (Y_k'(\mu_k^{(m)} R_2) J_k(\mu_k^{(m)} R_1) - J_k'(\mu_k^{(m)} R_2) Y_k(\mu_k^{(m)} R_1)) + \alpha_0 (Y_k(\mu_k^{(m)} R_2) J_k(\mu_k^{(m)} R_1) - J_k(\mu_k^{(m)} R_2) Y_k(\mu_k^{(m)} R_1)) \right]^2.$$

Результаты расчета температурного поля бандажа валка-кристаллизатора для процесса двухвалковой заковки расплава представлены на рис. 2.22, 2.23.

На рис. 2.22 показано распределение температуры вращающегося бандажа валка кристаллизатора для процесса быстрой заковки расплава. С течением времени при увеличении толщины стенки бандажа амплитуда колебаний температуры внутри его увеличивается. При этом при определенном соотношении  $R_1$  и  $R_2$  оболочки вала температурное поле последней становится осесимметричным, а амплитуда колебаний уменьшается. На рис. 2.23 представлена зависимость температуры валка от времени, из которой следует, что средняя температура имеет вид плавно возрастающей кривой, вырождающейся в прямую. Расчет распределения средней температуры бандажа показывает существенную зависимость ее от продольной координаты и толщины стенки бандажа валка-кристаллизатора. Уменьшение толщины ведет к выравниванию средней температуры, а при  $s \rightarrow 0$  – к установлению квазистационарного режима охлаждения, так как термическое сопротивление теплопроводности бандажа кристаллизатора мало (рис. 2.24, б). Увели-

чение длины раздаточного сопла при прочих равных условиях ведет к уменьшению средней температуры бандажа и более равномерному его нагреву по продольной координате (рис. 2.24, а).

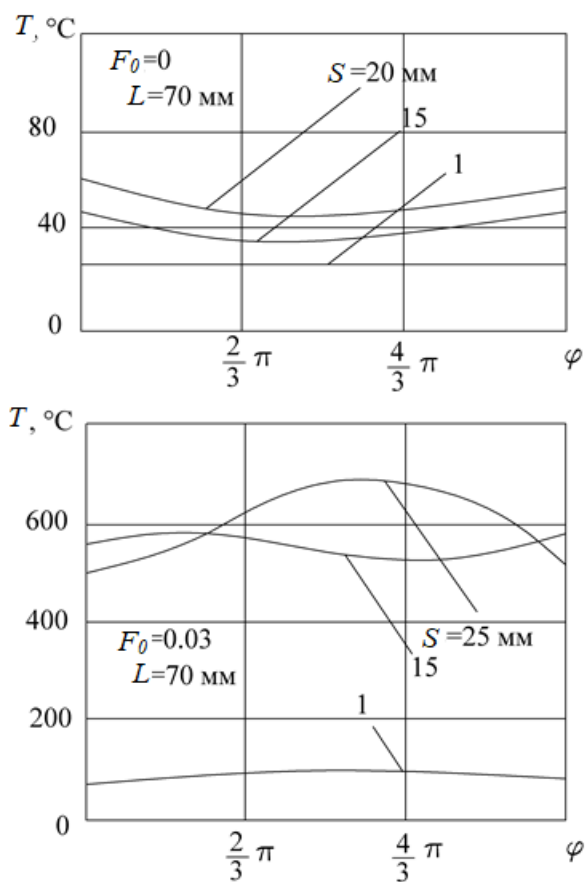


Рис. 2.22. Распределение температуры вращающегося бандажа валка.

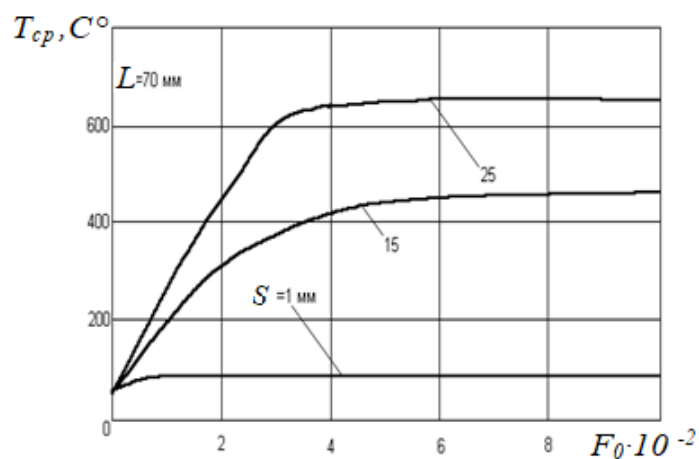


Рис. 2.23. Влияние времени и толщины стенки бандажа на распределение температуры

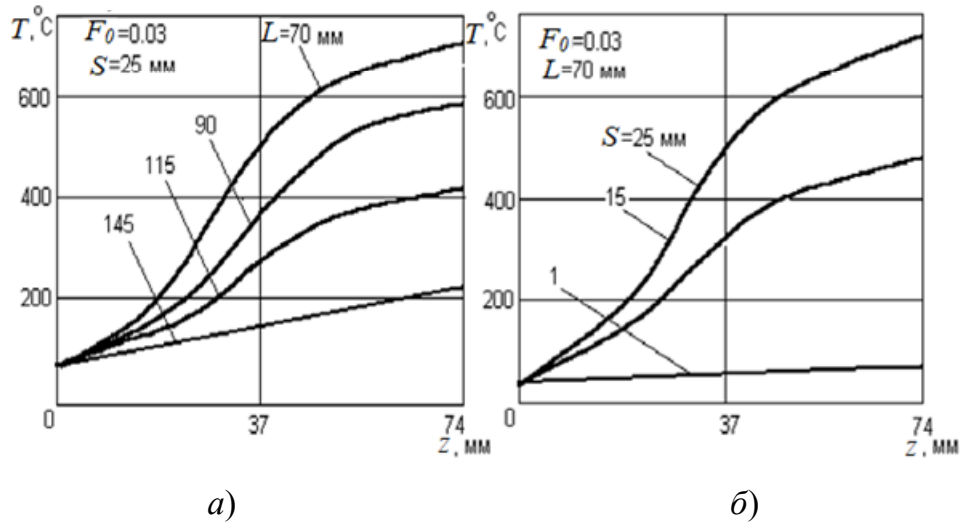


Рис. 2.24. Влияние длины щели сопла и толщины стенки бандажа на распределение температуры

Решение уравнения (2.51) позволяет производить расчеты температурных полей диска-кристаллизатора, что дает температуру в окружном направлении  $\varphi = \omega t + \varphi_0$ , стационарную температуру при достаточно большом промежутке времени  $t$ , а также температуру валка по образующей диска.

**Термоупругая деформация валка-кристаллизатора.** Зная распределение температуры в диске-кристаллизаторе, можно определить термоупругую деформацию для плоского напряженного состояния.

Уравнение упругого равновесия в отсутствии тепловых источников и внешних сил имеет вид [125]:

$$\frac{\partial \sigma_{ik}}{\partial x_k} = 0, \quad (2.74)$$

где  $\sigma_{ik}$  – тензор напряжений;

$$\begin{aligned} \sigma_{ik} &= \frac{E}{1+\sigma} \left( U_{ik} + \frac{\sigma}{1-2\sigma} U_{ll} \delta_{ik} \right); \\ U_{ik} &= \frac{1}{E} [(1+\sigma)\sigma_{ik} - \sigma\sigma_{ll} \delta_{ik}]; \end{aligned} \quad (2.75)$$

$$U_{ik} = \frac{1}{2} \left( \frac{\partial U_i}{\partial x_k} + \frac{\partial U_k}{\partial x_i} \right),$$

где  $E$  – модуль упругости Юнга;  $\sigma$  – коэффициент Пуассона;  $U_{ll} = U_{xx} + U_{yy} + U_{zz} = \sum_i U_{ii}$ ;  $U_{ik}$  – тензор деформации;  $\bar{U}$  – смещения.



В цилиндрической системе координат имеем:

$$\begin{aligned}
 U_{rr} &= \frac{\partial U_r}{\partial r}; \quad U_{\varphi\varphi} = \frac{1}{r} \frac{\partial U_\varphi}{\partial \varphi} + \frac{U_r}{r}; \quad U_{zz} = \frac{\partial U_z}{\partial z}; \\
 2U_{\varphi z} &= \frac{1}{r} \frac{\partial U_z}{\partial \varphi} + \frac{\partial U_\varphi}{\partial z}; \quad 2U_{zz} = \frac{\partial U_r}{\partial z} + \frac{\partial U_z}{\partial r}; \\
 2U_{r\varphi} &= \frac{\partial U_\varphi}{\partial z} - \frac{U_\varphi}{r} + \frac{1}{r} \frac{\partial U_r}{\partial \varphi}; \\
 \bar{U} &= U_r \bar{e}_r + U_\varphi \bar{e}_\varphi + U_z \bar{e}_z.
 \end{aligned} \tag{2.76}$$

Если тело неравномерно нагрето, то в уравнении (2.75) для тензора напряжения  $\sigma_{ik}$  появляется дополнительный член. Тогда имеем:

$$\sigma_{ik} = \sigma_{ik}^{(0)} - K\alpha(T - T_0)\delta_{ik}, \tag{2.77}$$

где  $\sigma_{ik}^{(0)}$  – тензор напряжений без учета температурного влияния;  $\alpha$  – коэффициент теплового расширения;  $K = \frac{E}{3(1-2\sigma)}$  – модуль всестороннего сжатия. Дифференцируя (2.77), получим:

$$-K\alpha \frac{\partial T}{\partial x_i} = -\frac{E\alpha}{3(1-2\sigma)} \frac{\partial T}{\partial x_i}. \tag{2.78}$$

С учетом выражения (2.78) уравнение равновесия (2.74) примет вид

$$\frac{3(1-\sigma)}{1+\sigma} \text{graddiv} \bar{U} - \frac{3}{2} \frac{(1-2\sigma)}{(1+\sigma)} \text{rotrot} \bar{U} = \alpha \bar{\nabla} T. \tag{2.79}$$

Учитывая, что  $\text{graddiv} \bar{U} = \Delta \bar{U} + \text{rotrot} \bar{U}$ , уравнение (2.79) можно записать:

$$\frac{3(1-\sigma)}{1+\sigma} \Delta \bar{U} - \frac{3}{2} \frac{1}{(1+\sigma)} \text{rotrot} \bar{U} = \alpha \bar{\nabla} T. \tag{2.80}$$

Введем потенциал термоупругого перемещения  $\psi$  вида  $\bar{U} = \text{grad}\psi$ . Так как во всех точках тела  $\text{rotgrad}\psi = 0$ , а  $\text{divgrad}\psi = \Delta\psi$  ( $\Delta$  – оператор Лапласа), то для потенциала термоупругого перемещения получаем следующее выражение:

$$\Delta\psi = \frac{1+\sigma}{3(1-\sigma)} \alpha T. \tag{2.81}$$

В цилиндрической системе координат (2.81) переписывается следующим образом:

$$\frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left( r \frac{\partial \psi}{\partial r} \right) + \frac{1}{r^2} \frac{\partial^2 \psi}{\partial \varphi^2} + \frac{\partial^2 \psi}{\partial z^2} = \frac{1 + \sigma}{3(1 - \sigma)} \alpha T. \quad (2.82)$$

Распределение температуры в диске-кристаллизаторе  $T(r, \varphi, z)$  определяется решением уравнения теплопроводности и содержит два слагаемых – стационарное распределение, обусловленное разностью температур окружающей среды и охлаждающей диск жидкости, и нестационарное распределение, вызванное воздействием подаваемого расплава. Потенциал  $\psi$  определен неоднозначно, а с точностью до константы.

Для уравнения (2.82) имеем следующие граничные условия:

1. Внутренний радиус цилиндрического диска не меняется, т. е.

$$\bar{U} \Big|_{r=R_1} = 0, \text{ или } \psi \Big|_{r=R_1} = \text{const}. \quad (2.83)$$

2. Остальная часть диска – свободна, т. е.

$$\sigma_{ik} \Big|_{r=R_2} = 0; \quad \sigma_{ik} \Big|_{z=\pm \frac{\ell}{2}} = 0. \quad (2.84)$$

Распределение температуры в диске-кристаллизаторе (см. § 2.4):

$$U(r, \varphi, z, t) = U_0 + \sum \left[ A_n I_0(\beta_n^{(c)} r) + B_n (\beta_n^{(c)} r) \right] \cos \beta_n^{(c)} r + \\ + \int_0^t d\tau \sum_{\substack{k=0,1,\dots \\ m,n=1,2,\dots}}^{\infty} \exp[-a^2 \lambda_{k,m,n}^2 (t - \tau)] \left\{ V_{k,m,n}^{(c,s)} F_{k,m,n}^{(c,s)}(\tau) + V_{k,m,n}^{(c,c)} F_{k,m,n}^{(c,c)}(\tau) \right\}. \quad (2.85)$$

Первые два слагаемых задают стационарное распределение температур, а третье слагаемое – нестационарное.

Функции  $V_{k,m,n}(r, \varphi, z)$  образуют ортогональную систему и удовлетворяют уравнению

$$\Delta V_{k,m,n} + \lambda_{m,n}^{2(k)} V_{k,m,n} = 0, \quad (2.86)$$

где  $\lambda_{m,n}^{2(k)}$  – их собственные значения. Разложим потенциал  $\psi$  по системе  $V_{k,m,n}$ :

$$\psi^{(r,\varphi,z,t)} = \sum_{\substack{k=0,1,\dots \\ m,n=1,2,\dots}}^{\infty} V_{k,m,n}^{(i,j)}(r,\varphi,z) \psi_{k,m,n}^{(i,j)}(t). \quad (2.87)$$

Подставляя разложения (2.85) и (2.87) в уравнение (2.81), получаем:

$$\begin{aligned} & \sum_{\substack{k=0,1,\dots \\ m,n=1,2,\dots}}^{\infty} \Delta V_{k,m,n}^{(i,j)} - \psi_{k,m,n}^{(i,j)}(t) = \frac{1+\sigma}{3(1-\sigma)} \alpha \times \\ & \times \sum_{\substack{k=0,1,\dots \\ m,n=1,2,\dots}}^{\infty} V_{k,m,n}^{(i,j)} \left\{ \int_0^t d\tau \exp[-a^2 \lambda_{k,m,n}^2(t-\tau)] F_{k,m,n}^{(i,j)}(\tau) \right\}. \end{aligned}$$

Учитывая соотношение (2.86) и ортогональность  $V_{k,m,n}$ , находим, что

$$\psi_{k,m,n}^{(i,j)}(\tau) = -\frac{1+\sigma}{3(1-\sigma)} \alpha \frac{1}{\lambda_{m,n}^{2(k)}} \int_0^t d\tau \exp[-a^2 \lambda_{m,n}^{2(k)}(t-\tau)] F_{k,m,n}^{(i,j)}(\tau).$$

Таким образом, для потенциала смещения  $\psi_2(r,\varphi,z,t)$  получаем:

$$\begin{aligned} \psi_2(r,\varphi,z,t) &= -\frac{1+\sigma}{3(1-\sigma)} \alpha \int_0^t d\tau \times \\ & \times \sum_{\substack{k=0,1,\dots \\ m,n=1,2,\dots}}^{\infty} \exp[-a^2 \lambda_{m,n}^{2(k)}(t-\tau)] \left\{ \frac{1}{\lambda_{m,n}^{2(k)}} V_{k,m,n}^{(c,s)} F_{k,m,n}^{(c,s)}(\tau) + \frac{1}{\lambda_{m,n}^{2(k)}} V_{k,m,n}^{(c,c)} F_{k,m,n}^{(c,c)}(\tau) \right\}. \end{aligned}$$

Индекс 2 у потенциала обозначает, что ищется нестационарное возмущение относительно стационарного, которое обусловлено только тепловым расширением за счет разности температур окружающей среды и охладителя. Тогда смещение есть:

$$\begin{aligned} \bar{U}(r,\varphi,z,t) &= \bar{\nabla} \psi = -\frac{1+\sigma}{3(1-\sigma)} \alpha \int_0^t d\tau \sum_{\substack{k=0,1,\dots \\ m,n=1,2,\dots}}^{\infty} \exp[-a^2 \lambda_{m,n}^{2(k)}(t-\tau)] \frac{1}{\lambda_{m,n}^{2(k)}} \times \\ & \times \left\{ \bar{\nabla} V_{m,n,k}^{(c,s)}(r,\varphi,z) F_{k,m,n}^{(c,s)}(\tau) + V_{k,m,n}^{(c,c)}(r,\varphi,z) F_{k,m,n}^{(c,c)}(\tau) \right\}. \end{aligned}$$

Найдем возмущение в радиальном направлении ( $U_r$ ), для этого запишем явный вид функции  $V_{k,m,n}^{(i,j)}(r, \varphi, z)$ :

$$V_{k,m,n}^{(c,s)} = \left[ A_{k,n} J_k(\mu_n^{(k)} r) + B_{k,n} Y_k(\mu_n^{(k)} r) \right] \cos \beta_m^{(c)} z \sin k\varphi,$$

где  $\beta_m^{(c)}$  – корни уравнения  $\operatorname{ctg} \beta_m^{(c)} \frac{l}{2} = \frac{\beta_m^{(c)}}{\alpha_0}$ ;  $m = 1, 2, \dots$ ;  $\mu_n^{(k)}$  – положительное число, являющееся корнями характеристического уравнения:

$$\begin{aligned} & \left[ \mu^{(k)} J'_k(\mu^{(k)} R_2) + \alpha_0 J_k(\mu^{(k)} R_2) \right] \times \\ & \times \left[ \mu^{(k)} Y'_k(\mu^{(k)} R_1) - \alpha_0 Y_k(\mu^{(k)} R_1) - \left[ \mu^{(k)} Y'_k(\mu^{(k)} R_2) + \alpha_0 Y_k(\mu^{(k)} R_2) \right] \right] \times \\ & \times \left[ \mu^{(k)} J'_k(\mu^{(k)} R_1) - \alpha_0 J_k(\mu^{(k)} R_1) \right] = 0, \end{aligned}$$

а коэффициенты  $A_{k,n}$  и  $B_{k,n}$  определяются соотношениями:

$$\begin{aligned} A_{k,n} &= \mu_n^{(k)} Y'_k(\mu_n^{(k)} R_2) + \alpha_0 Y_k(\mu_n^{(k)} R_2); \\ B_{k,n} &= -\mu_n^{(k)} J'_k(\mu_n^{(k)} R_2) - \alpha_0 J_k(\mu_n^{(k)} R_2). \end{aligned}$$

Дифференцируя функции  $V$  по переменной  $r$ , находим:

$$\frac{\partial V_{k,m,n}^{(i,j)}}{\partial r} = \left[ A_{k,n} \mu_n^{(k)} J'_k(\mu_n^{(k)} r) + B_{k,n} \mu_n^{(k)} Y'_k(\mu_n^{(k)} r) \right] \cos \beta_m^{(c)} z \begin{cases} \sin k\varphi \\ \cos k\varphi \end{cases}.$$

Таким образом, радиальное смещение, обусловленное тепловым воздействием расплава, равно:

$$\begin{aligned} U_r &= -\frac{1+\sigma}{3(1-\sigma)} \alpha \int_0^t d\tau \sum_{\substack{k=0,1,\dots \\ m,n=1,2,\dots}}^{\infty} \exp[-a^2 \lambda_{m,n}^{2(k)} (t-\tau)] \times \\ & \times \left\{ \left[ A_{k,n} J'_k(\mu_n^{(k)} r) + B_{k,n} Y'_k(\mu_n^{(k)} r) \right] \cos \beta_m^{(c)} z \sin k\varphi F_{k,m,n}^{(c,s)}(\tau) + \right. \\ & \left. + \left[ A_{k,n} J'_k(\mu_n^{(k)} r) + B_{k,n} Y'_k(\mu_n^{(k)} r) \right] \cos \beta_m^{(c)} z \cos k\varphi F_{k,m,n}^{(c,c)}(\tau) \right\}. \end{aligned}$$

На поверхности при  $r = R_2$  получаем:

$$U_r|_{r=R_2} = -\frac{1+\sigma}{3(1-\sigma)}\alpha \int_0^t d\tau \sum_{\substack{k=0,1,\dots \\ m,n=1,2,\dots}}^{\infty} \exp[-a^2\lambda_{m,n}^{2(k)}(t-\tau)] \frac{\mu_n^{(k)}}{\lambda_n^{2(k)}} \times \\ \times \left\{ \left[ A_{k,n} J'_k(\mu_n^{(k)} R_2) + B_{k,n} Y'_k(\mu_n^{(k)} R_2) \right] \cos \beta_m^{(k)} z \left\{ \sin k\varphi F_{k,m,n}^{(c,s)} + \cos k\varphi F_{k,m,n}^{(c,s)} \right\} \right\}.$$

Используя определитель Вронского для системы бесселевых функций  $J_k(z)$  и  $Y_k(z)$  вида

$$J_k(z)Y'_k(z) - J'_k(z)Y_k(z) = \frac{2}{\pi z},$$

получаем:

$$A_{k,n} J'_k(\mu_n^{(k)} R_2) + B_{k,n} Y'_k(\mu_n^{(k)} R_2) = -\frac{2\alpha_0}{\pi \mu_n^{(k)} R_2}.$$

Окончательно имеем:

$$U_r|_{r=R_2} = \frac{2}{3\pi R_2} \frac{1+\sigma}{1-\sigma} \alpha \alpha_0 \int_0^t d\tau \times \\ \times \sum_{\substack{k=0,1,\dots \\ m,n=1,2,\dots}}^{\infty} \exp[-a^2\lambda_{m,n}^{2(k)}(t-\tau)] \frac{1}{\lambda_n^{2(k)}} \cos \beta_m^{(k)} z \left\{ \sin k\varphi F_{k,m,n}^{(c,s)}(\tau) + \cos k\varphi F_{k,m,n}^{(c,c)}(\tau) \right\}$$

На основании закона Гука можно определить тепловое напряжение, которое соответствует полученному из уравнения (2.82) потенциалу перемещений:

$$\sigma_r|_{r=R_2} = \frac{E}{1+\alpha_m} \frac{1}{R_2} \frac{\partial^2 \psi}{\partial \varphi^2},$$

где  $\alpha_m$  – коэффициент теплового расширения металла;  $\psi$  – потенциал термоупругого перемещения.

Данное поверхностное напряжение вызывает тепловую деформацию диска:

$$\delta_{th} = \frac{2\sigma_r}{EK}.$$

**Деформационный прогиб валков-кристаллизаторов.** При получении тонкой полосы для обеспечения устойчивого процесса прокатки к валкам-кристаллизаторам необходимо приложить силу сжатия, обеспечивающую постоянство геометрических характеристик полосы. Схема нагружения валков дана на рис. 2.25.

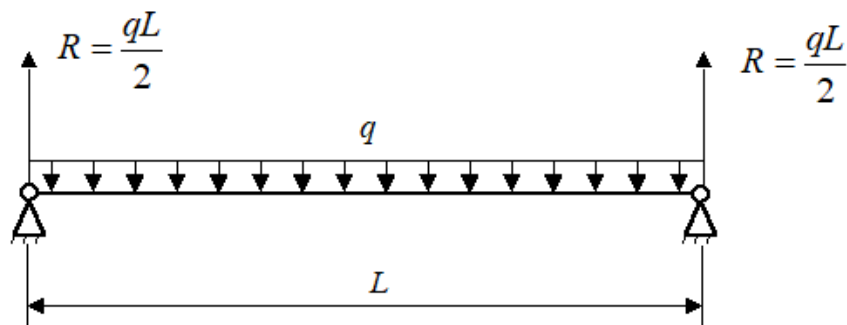


Рис. 2.25. Схема к расчету деформационного прогиба валков

Из курса «Сопротивление материалов» известно, что функция распределения поперечной силы по длине балки есть не что иное, как третья производная от функции распределения прогиба балки.

Определим функцию распределения поперечной силы:

$$Q = R|_1 - qz|_2, \quad (2.88)$$

где  $R$  – реакция опоры подшипника от действия распределенной нагрузки. В силу симметрии схемы  $R = \frac{qL}{2}$ .

Интегрируем полученное выражение для нахождения функции изгибающего момента:

$$M = Rz|_1 - q\frac{z^2}{2}|_2. \quad (2.89)$$

Дважды интегрируя полученное выражение, определяем прогиб балки:

$$V = V_0 + \theta_0 z + \frac{1}{EI} \left[ R\frac{z^3}{6} - q\frac{z^4}{24} \right],$$

где  $V_0 = 0$  – прогиб начала балки;  $\theta_0$  – поворот сечения начала балки;  $E = 1,2 \cdot 10^5$  МПа – модуль Юнга для меди;  $I$  – момент инерции сечения балки.

Поворот сечения начала балки определим из начальных условий ( $z = L \Rightarrow V = 0$ ):

$$\theta_0 = -\frac{1}{EI} \frac{qL^3}{24}.$$

Момент инерции сечения, изображенного на рис. 2.26, определим по формуле

$$I = \frac{\pi D^4}{64} \left( 1 - \frac{(D - 2\delta)^4}{D^4} \right),$$

где  $\delta$  – толщина бандажа валка.

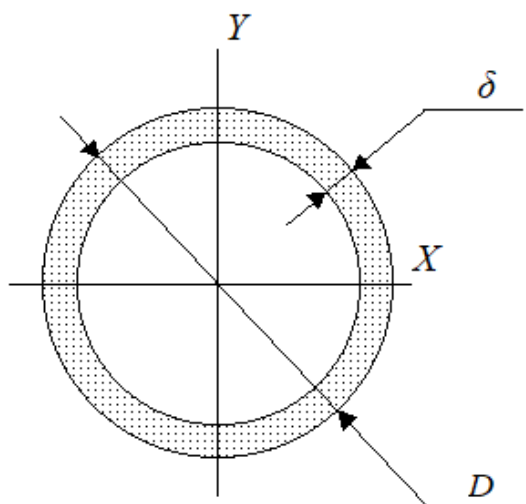


Рис. 2.26. Схема к определению момента инерции сечения

На рис. 2.28 представлены кривые распределения теплового профиля по длине бочки валка-кристаллизатора при различных значениях координат, что моделирует длину раздаточного сопла. Увеличение длины раздаточного сопла при прочих равных условиях способствует более равномерному набуханию бочки валка, что связано с получением более однородного температурного поля в бандаже (рис. 2.27, а). При уменьшении толщины последнего термоупругие деформации имеют место, но они весьма малы и ими можно пренебречь (рис. 2.27, б).

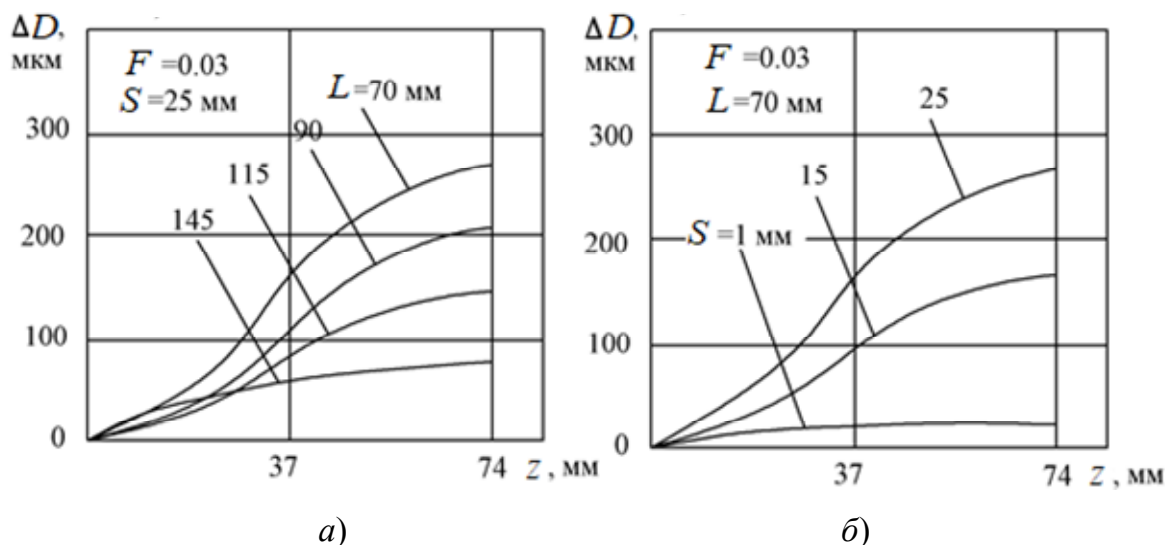


Рис. 2.27. Влияние длины щели сопла и толщины стенки бандажа на распределение теплового профиля по длине бочки валка

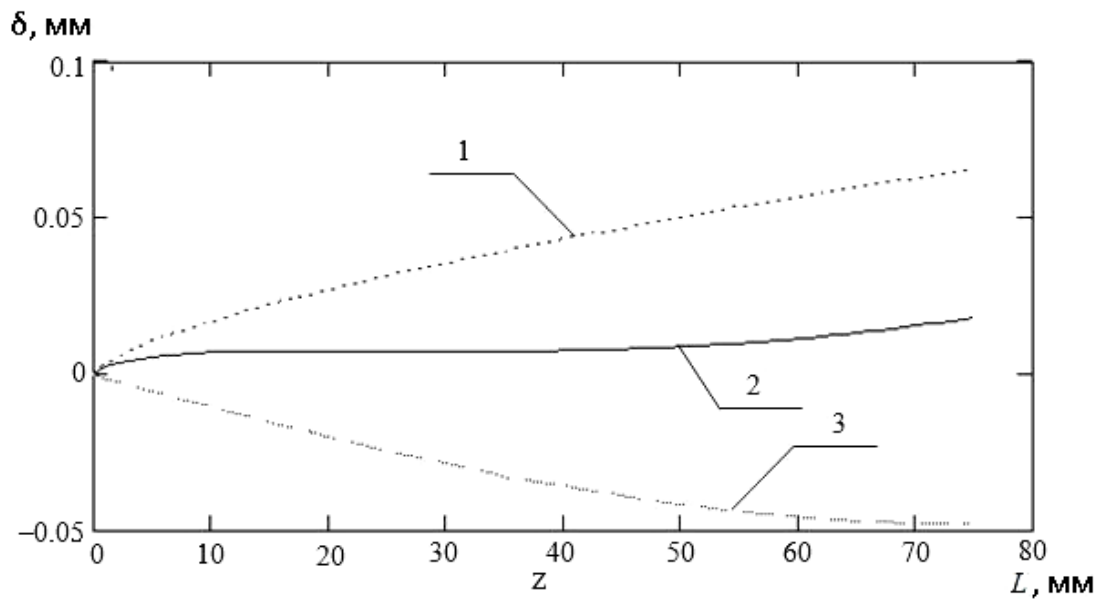
При прокатке тонкой полосы деформация валка складывается из двух составляющих – термической деформации, обусловленной нагреванием валка под действием расплавленного металла, и деформации под действием сжимающей силы, обеспечивающей устойчивость процесса прокатки. Суммарный прогиб, характеризующий форму и качество получаемой ленты, определяется по формуле

$$\delta_{\text{сум}} = \delta_{\text{д}} + \delta_{\text{th}}. \quad (2.90)$$

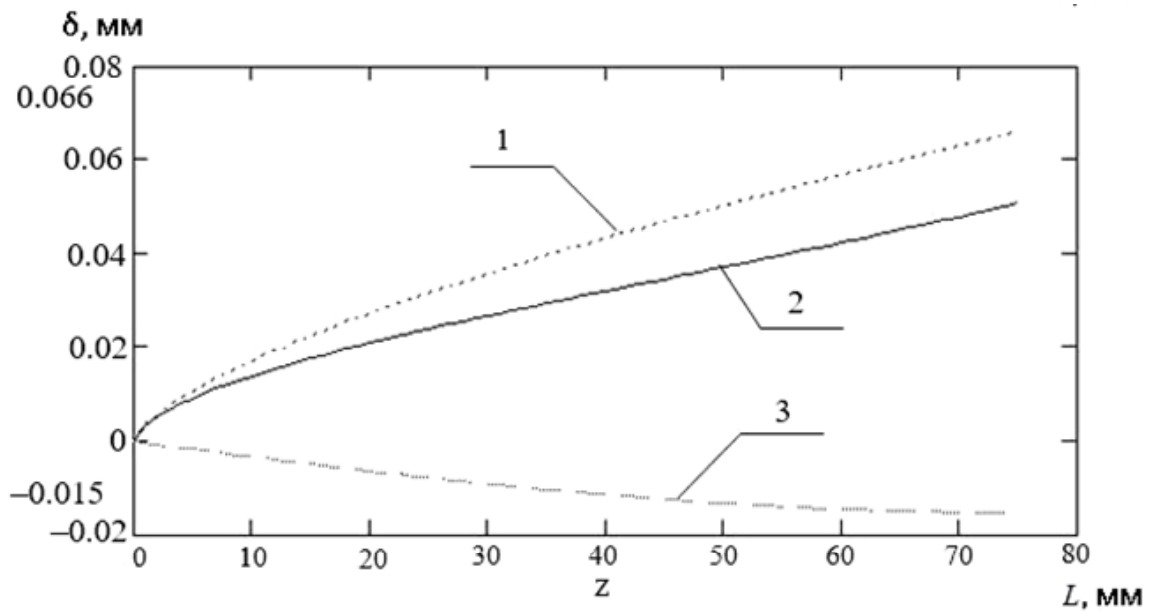
На рис. 2.28–2.30 представлены кривые теоретического, деформационного и суммарного прогиба валков при различных соотношениях диаметра валков, толщины бандажа и длины его образующей. Можно видеть, что, варьируя толщиной стенки бандажа валка-кристаллизатора, возможно управлять профилем получаемой ленты.

Экспериментальные исследования влияния длины сопла и толщины бандажа валка на термическое расширение наружной поверхности последнего и изгибную деформацию профиля валка представлены на рис. 2.31–2.32. Они хорошо иллюстрируют теоретические расчеты, представленные выше, т. е. увеличение длины сопла и уменьшение толщины стенки бандажа при прочих равных условиях ведет к уменьшению неравномерности термического расширения валка и уменьшению изгибных деформаций профиля валка. Это находится в прямой зависимости от параметров намораживаемой корки и, как следствие, – получение качественной полосы после прокатки.





a)



б)

Рис. 2.28. Термический  $\delta_{th}$  (1), деформационный  $\delta_d$  (2) и суммарный  $\delta_{сум}$  (3) профиль валка:  
 $D_B = 200$  мм;  $L = 150$  мм ( $a - \delta = 1,5$  мм;  $b - \delta = 5$  мм);  
 $\delta$  – толщина бандажа

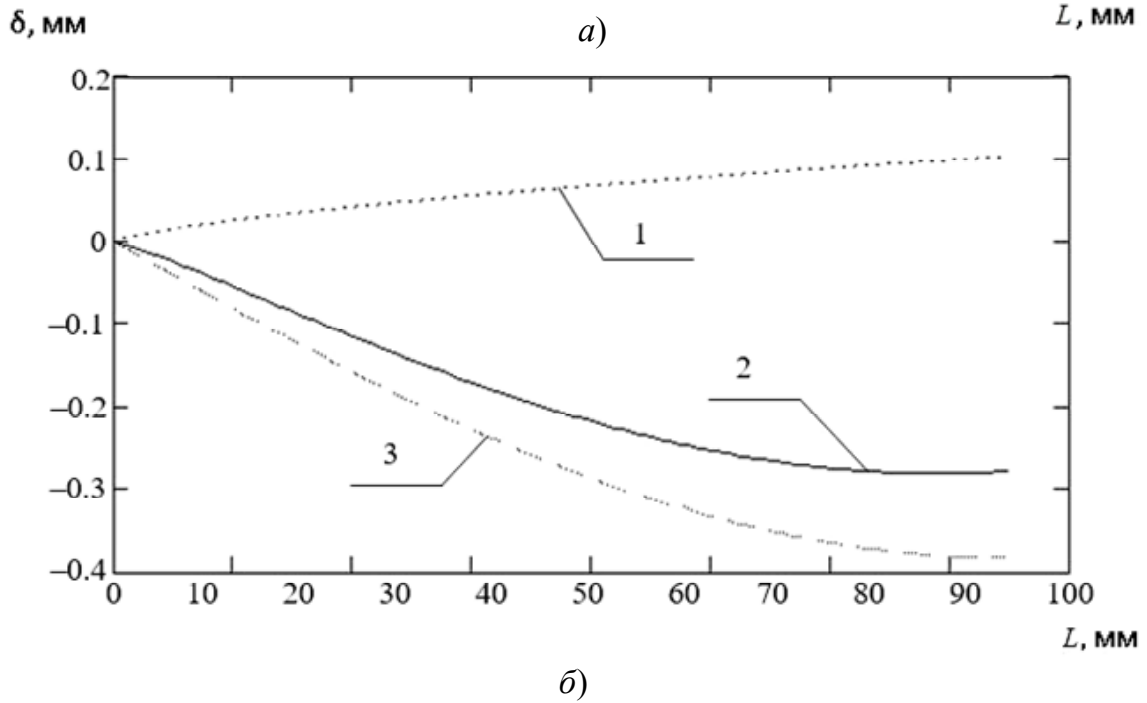
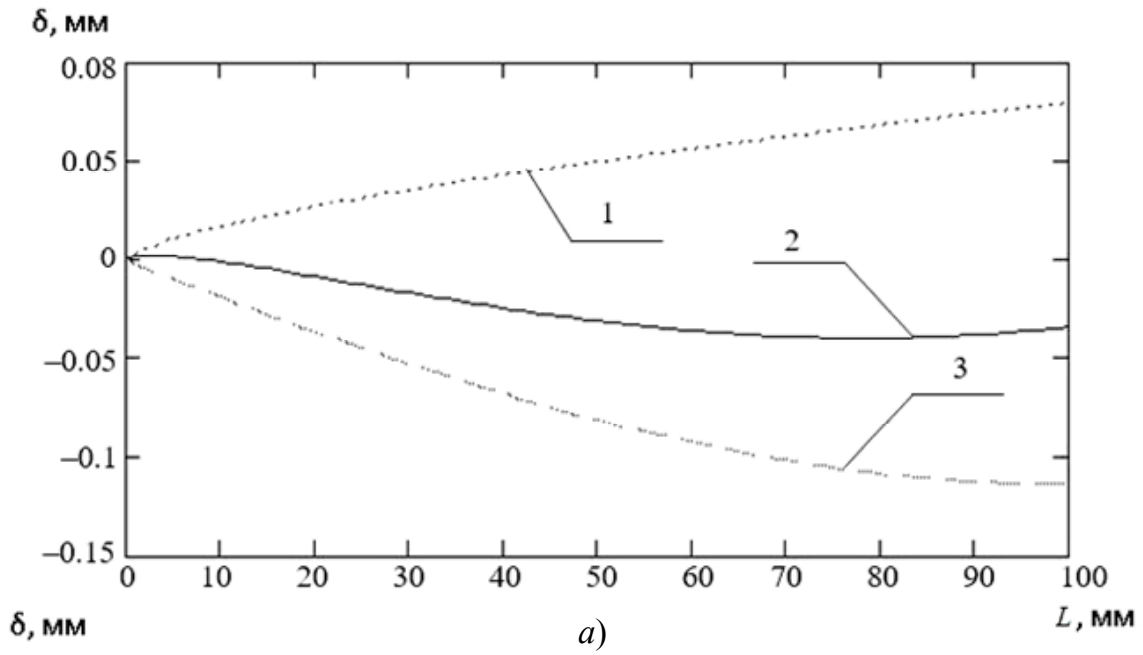


Рис. 2.29. Термический  $\delta_{th}$  (1), деформационный  $\delta_d$  (2) и суммарный  $\delta_{сум}$  (3) профиль валка:  
 $D_B = 200$  мм ( $a - L = 200$  мм;  $b - L = 300$  мм);  
толщина бандажа  $\delta = 1,5$  мм

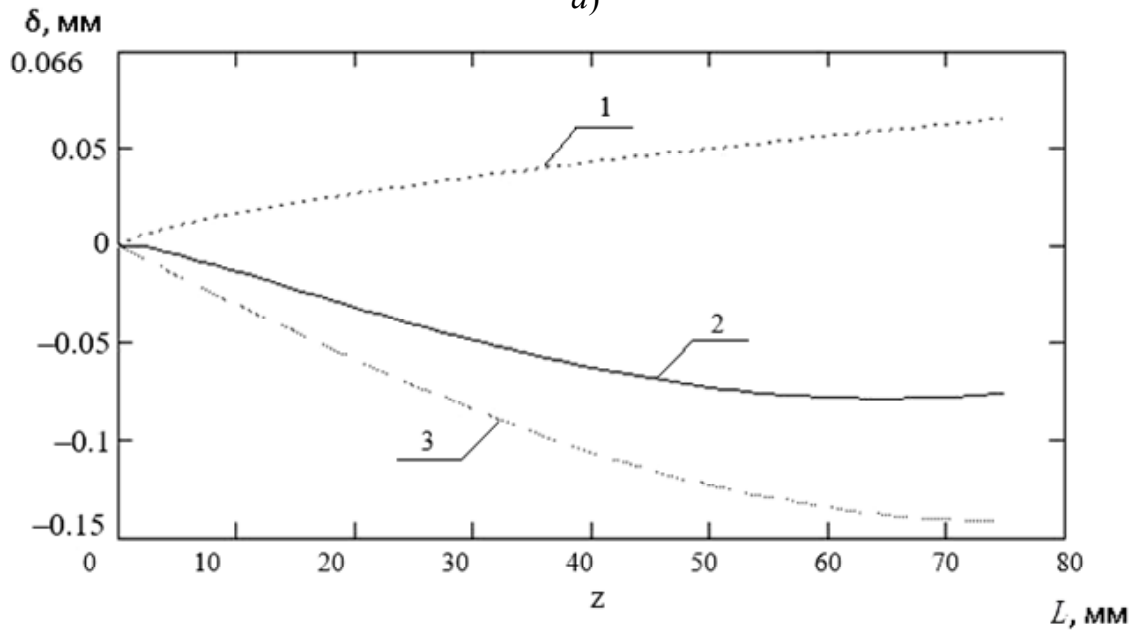
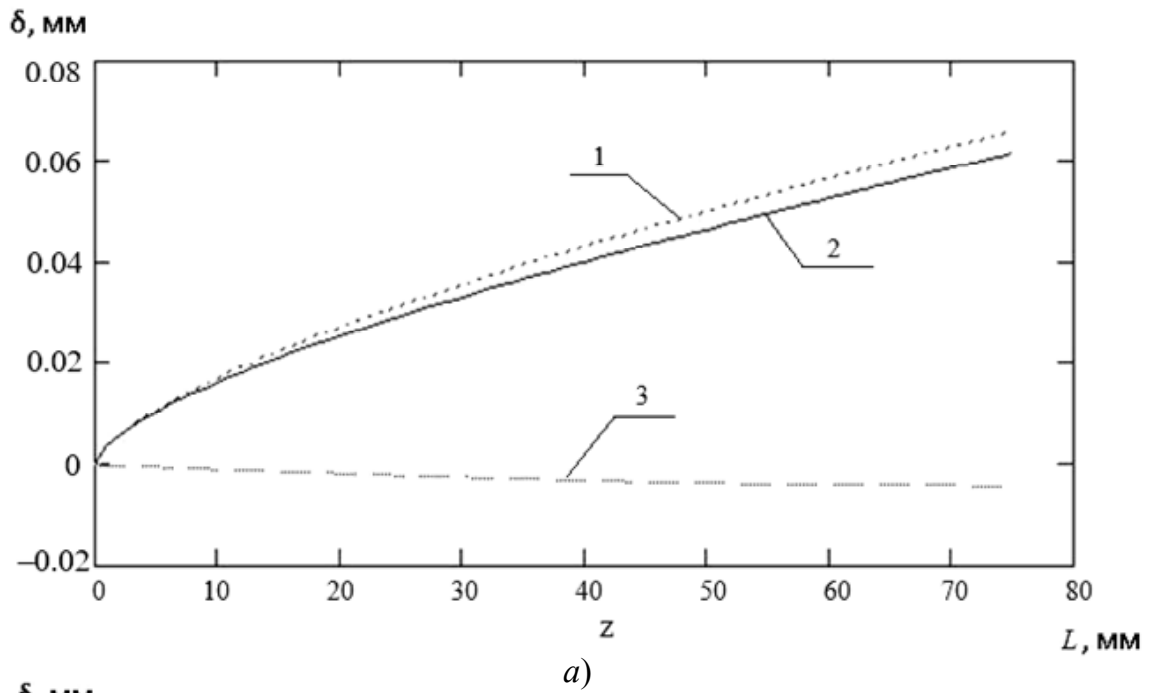


Рис. 2.30. Термический  $\delta_{th}$  (1), деформационный  $\delta_d$  (2) и суммарный  $\delta_{сум}$  (3) профиль валка:  
 $D_b = 200$  мм;  $L = 150$  мм ( $a - \delta = 25$  мм;  $b - \delta = 0,5$  мм);  
 $\delta$  – толщина бандажа

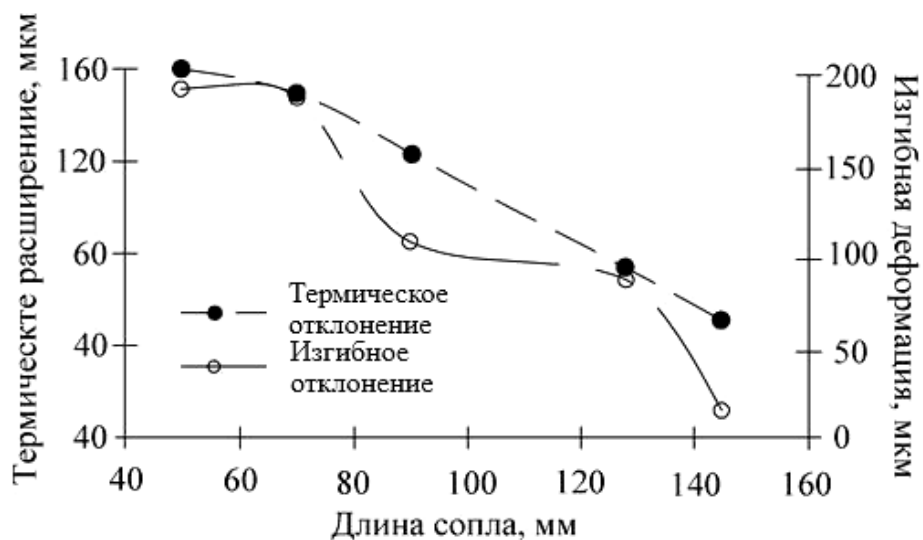


Рис. 2.31. Влияние длины сопла на термическое и изгибное отклонения

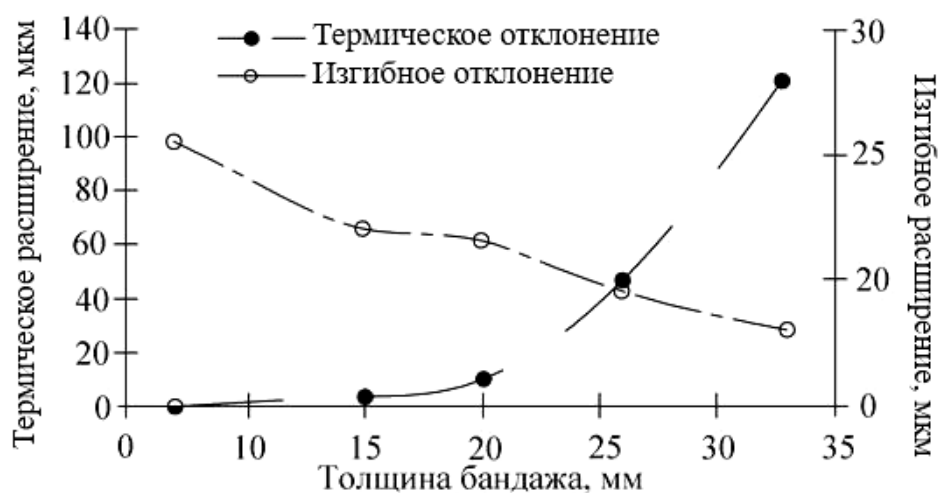


Рис. 2.32. Влияние толщины бандажа валка на термическое и изгибное отклонения профиля валка

## 2.5. ТЕМПЕРАТУРНОЕ ПОЛЕ ПЛЕНКИ РАСПЛАВА

Как отмечалось выше, при двухвалковой закалке расплава на упругих валках-кристаллизаторах его скорость охлаждения в значительной мере зависит от распределения жидкой и твердой фазы, а также поля скоростей внутри охлаждаемого объема расплава до момента окончания процесса затвердевания. Охлаждение расплава практически идет перпендикулярно охлаждающим поверхностям, благодаря упругому сплющиванию бочек валков и образованию в очаге деформации-закалки зоны линейного контакта, а процессы теплопроводности

в расплаве и теплообмен с кристаллизатором определяются условиями теплопереноса на границе *расплав – охлаждающая среда* (боковая поверхность валка-кристаллизатора) [116], [126].

Учитывая, что процесс охлаждения расплава симметричен по отношению к поверхностям охлаждения при равенстве скоростей вращения валков-кристаллизаторов, рассмотрим температурное поле пленки высотой  $h_k/2$ , где  $h_k$  – толщина формируемой ленты или волокна при двухвалковой закатке на упругой бочке (рис. 2.33).

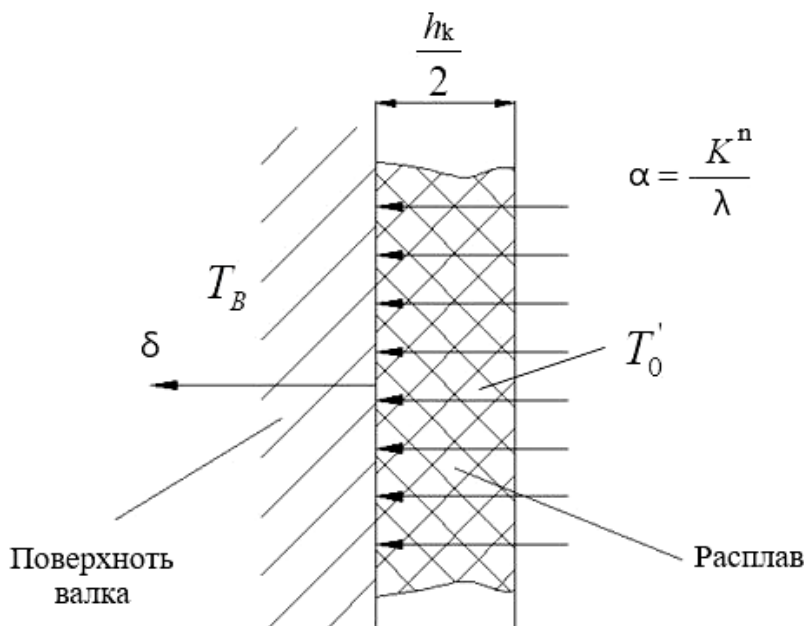


Рис. 2.33. Схема к расчету температурного поля расплава

Вследствие высокой теплопроводности бочки валка-кристаллизатора, малой толщины бандажа и интенсивного охлаждения кристаллизатора водой можно считать постоянной температуру закалочного валка. При охлаждении тонких пленок расплава процессами теплоотвода на периферии можно пренебречь. Можно считать, что нижняя поверхность пленки, находящаяся в контакте с поверхностью валка-кристаллизатора, передает тепло по толщине пленки (по оси  $\delta$ ) на единицу площади по закону Ньютона с коэффициентом теплообмена  $K^n$ .

При данных условиях уравнение теплопроводности Фурье принимает вид

$$\frac{\partial T}{\partial t} = a^2 \frac{\partial^2 T}{\partial \delta^2}; \quad (2.91)$$

при граничных и начальных условиях:

$$\begin{aligned}\frac{\partial T}{\partial t} &= 0 \text{ при } \delta = 0; \\ \frac{\partial T}{\partial t} &= \alpha(T - T_b) \text{ при } \delta = \frac{h_k}{2}; \\ T|_{t=0} &= T'_0,\end{aligned}\tag{2.92}$$

где  $\alpha = K^n / \lambda$ ;  $\lambda$  – коэффициент теплопроводности расплава;  $K^n$  – коэффициент теплообмена (по закону Ньютона).

При решении поставленной задачи сделаем следующие допущения: расчет ведется только для однофазной части (жидкой или твердой), когда отсутствуют внутренние источники тепла; несмотря на большие температурные градиенты, соблюдается неравенство  $\tau_p(\partial q / \partial t) \ll \lambda \Delta T$ , где  $\tau_p$  – время релаксации;  $q$  – тепловой поток; конвективным теплообменом можно пренебречь, так как  $(Gr \cdot Pr) \ll 10^3$ , где  $Gr$ ,  $Pr$  – критерии Грасгофа и Прантля, соответственно.

Для интегрирования уравнения (2.91) с краевыми условиями (2.92) используем преобразование Лапласа:

$$U \equiv \bar{T}(s) = \int_0^{\infty} dt e^{-st} T(t); \quad s = \sigma + i\omega.\tag{2.93}$$

Причем  $|T(t)| \leq Me^{bt}$ ;  $b > 0$ ;  $b < \sigma$ .

С учетом (2.93) вместо (2.91) и (2.92) будем иметь:

$$a^2 \frac{\partial^2 U}{\partial \delta^2} = Su - T'_0;\tag{2.94}$$

$$\frac{\partial U}{\partial \delta} = -\alpha \left( U - \frac{T_b}{s} \right) \text{ при } \delta = h;$$

$$\frac{\partial U}{\partial \delta} = 0 \text{ при } \delta = 0.\tag{2.95}$$

Общее решение дифференциального уравнения (2.94) имеет вид

$$U = c_1 \exp\left(\frac{\sqrt{s}}{a} \delta\right) + c_2 \exp\left(-\frac{\sqrt{s}}{a} \delta\right) + \frac{T'_0}{s}.\tag{2.96}$$

Используя граничные условия (2.95), находим постоянные интегрирования. При этом

$$\left. \frac{\partial U}{\partial \delta} \right|_{\delta=0} = c_1 \frac{\sqrt{s}}{a} - c_2 \frac{\sqrt{s}}{a} = 0,$$

т. е.  $c_1 = c_2 = c$ .

Следовательно, имеем:

$$U = c_1 \left[ \exp\left(\frac{\sqrt{s}}{a} \delta\right) + \exp\left(-\frac{\sqrt{s}}{a} \delta\right) \right] + \frac{T'_0}{s} = 2c_1 \cos\left(-\frac{\sqrt{s}}{a} \delta\right) + \frac{T'_0}{s}. \quad (2.97)$$

С учетом второго граничного условия (2.95) находим:

$$-2c_1 \frac{\sqrt{-s}}{a} \sin\left(\frac{\sqrt{-s}}{a} h\right) = -\alpha \left[ 2c_1 \cos\left(\frac{\sqrt{-s}}{a} h\right) + \frac{T'_0 + T_B}{s} \right].$$

Введя обозначение:

$$\mu = i \frac{\sqrt{s}}{a} h \equiv \frac{\sqrt{-s}}{a} h,$$

получаем:

$$2c_1 = \frac{\alpha h (T'_0 - T_B)}{[s(\mu \sin \mu - \alpha h \cos \mu)]}.$$

Окончательно находим:

$$U = \frac{\alpha h (T'_0 - T_B)}{s(\mu \sin \mu - \alpha h \cos \mu)} \cos\left(\mu \frac{\delta}{h}\right) + \frac{T'_0}{s}. \quad (2.98)$$

Примем к функции (2.98) обратное преобразование Лапласа.

Тогда

$$T(\delta, t) = \frac{t}{2\pi i} \int_{\sigma_0 - iw}^{\sigma_0 + iw} ds U(\delta, s) e^{st}. \quad (2.99)$$

Представим функцию  $U(\delta, s)$  в виде

$$U(\delta, s) = \frac{P_1(s)}{\delta P_2(s)}, \quad (2.100)$$

где

$$p_1(s) = \alpha h (T'_0 - T_B) \cos\left(\mu \frac{\delta}{h}\right) + T'_0 p_2(s); \quad (2.101)$$

$$p_2(s) = \mu \sin(\mu) - \alpha h \cos(\mu). \quad (2.102)$$

Уравнение  $p_2(s) = 0$  имеет простые и действительные корни  $\mu \geq 0$ , т. е.

$$\operatorname{ctg} \mu_n = \frac{\mu_n}{\alpha h}, \quad (2.103)$$

причем

$$\lim_{k \rightarrow \infty} (\mu_k - \pi k) = 0.$$

Применив преобразование (2.99) к выражению (2.98) и учитывая уравнение (2.103), находим:

$$T(\delta, t) = \frac{p_1(0)}{p_2(0)} + \sum_{n=1}^{\infty} \frac{p_1(s_n)}{s_n p'_2(s_n)} \exp(s_n t), \quad (2.104)$$

где  $s_n$  – значение комплексной переменной  $s_n$ , соответствующее корням  $\mu_n$  уравнения (2.103):

$$p'_2(s_n) = \left. \frac{dp_2(s)}{ds} \right|_{s=s_n}.$$

Так как  $\mu_n = \sqrt{-s_n} h / a$ , то

$$s_n = -\frac{\mu_n^2 a^2}{h^2}; \quad \frac{d\mu}{ds} = \frac{ih}{2a\sqrt{s}} = -\frac{h}{2a\sqrt{-s}}; \quad \frac{p_1(0)}{p_2(0)} = T_B.$$

С учетом этого находим температуру  $T(\delta, t)$ , определяющую температурный профиль в пленке расплава в зависимости от времени:

$$T(\delta, t) = T_B + (T'_0 - T_B) \sum_{n=1}^{\infty} \frac{2 \sin \mu_n \cos\left(\mu_n \frac{\delta}{h}\right)}{\mu_n + \sin \mu_n \cos \mu_n} = T'_0. \quad (2.105)$$



Следовательно,

$$2 \sum_{n=1}^{\infty} \frac{\sin \mu_n \cos\left(\mu_n \frac{\delta}{h}\right)}{\mu_n + \sin \mu_n \cos \mu_n} = t. \quad (2.106)$$

Выражение (2.102) представляет собой разложение четной функции  $f(\delta) = 1$  в ряд Фурье по  $\cos(\mu_n \delta/h)$ , в чем легко убедиться. Действительно, функции:

$$\psi_n(\delta) = c_n \cos\left(\mu_n \frac{\delta}{h}\right); \quad (2.107)$$

$$c_n = \sqrt{\frac{\mu_n}{h(\mu_n + \sin \mu_n \cos \mu_n)}} \quad (2.108)$$

образуют ортонормированную последовательность, так как

$$\int_{-h}^h \psi_n^2(\delta) d\delta = t; \quad \int_{-h}^h \psi_n(\delta) \psi_m(\delta) d\delta = 0; \quad m \neq n.$$

Поэтому разложение четной функции  $f(\delta)$  в ряд Фурье будет иметь вид

$$f(\delta) = \sum_{n=1}^{\infty} f_n \psi_n(\delta),$$

где  $f_n = \int d\delta f(\delta) \psi_n(\delta)$ .

В частности, для  $f(\delta) = 1$  на интервале  $[-h; h]$ ,  $f_n = 2c_n h \sin \mu_n / \mu_n$ , что вместе с выражением (2.108) совпадает с (2.106).

В соответствии с формулой (2.105) на рис. 2.34–2.36 представлен температурный профиль затвердевающей пленки расплава ( $Bi > 30$ ) для различных металлов. Можно видеть, что кривые профиля температуры остаются непрерывными.

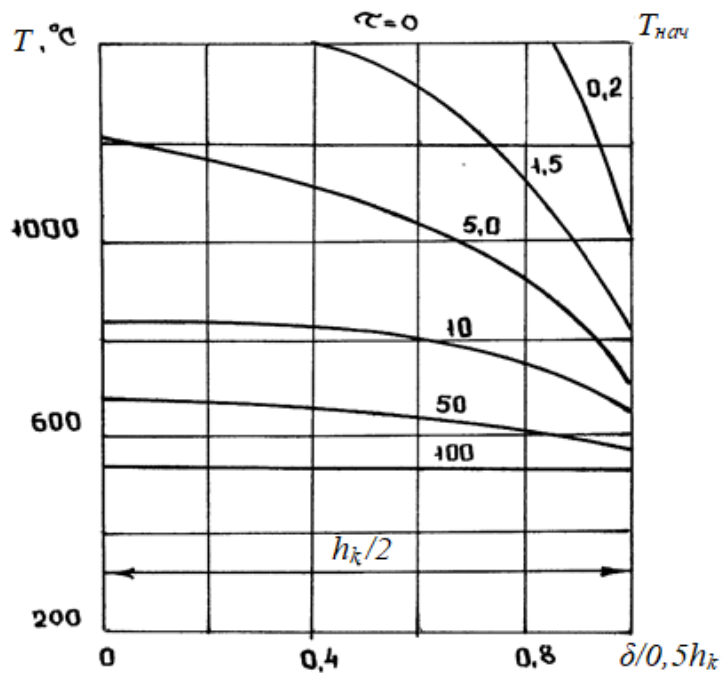


Рис. 2.34. Температурный профиль затвердевающей пленки расплава сплава Cu-Ni-Co ( $Bi > 30$  мас. %) толщиной 100 мкм ( $\tau$  – время охлаждения в мкс)

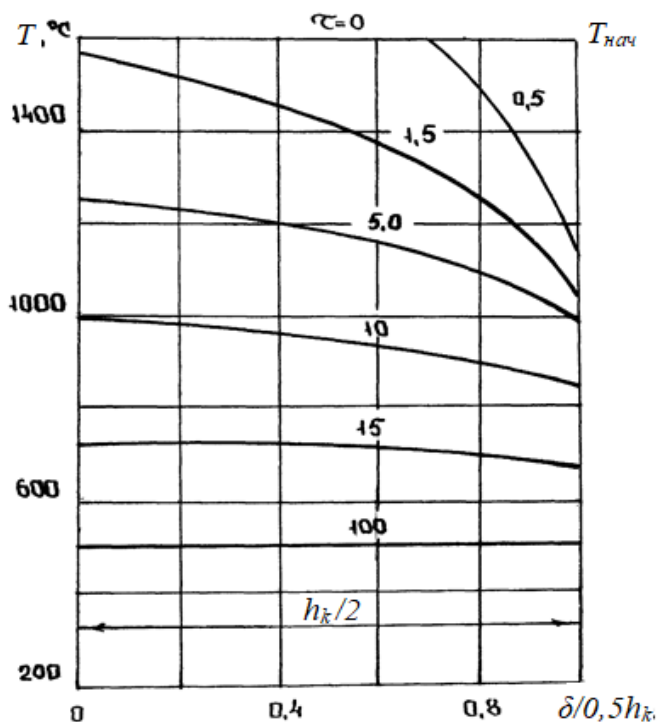


Рис. 2.35. Температурный профиль затвердевающей пленки расплава сплава Fe-Si-Al ( $Bi > 30$  мас. %) толщиной 90 мкм ( $\tau$  – время охлаждения в мкс)

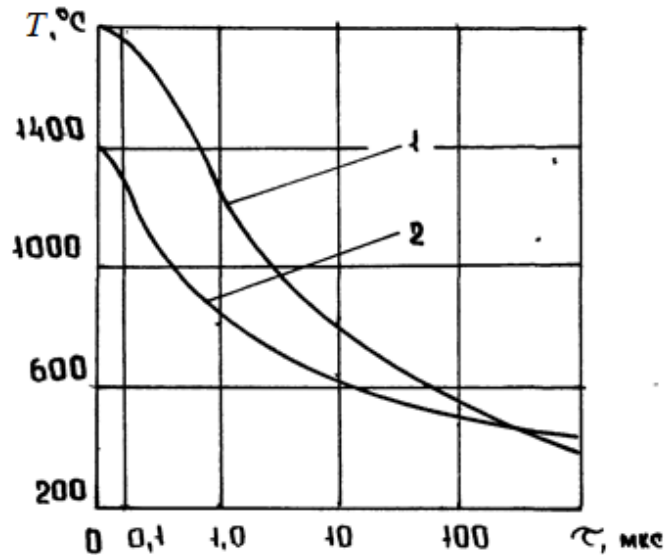


Рис. 2.36. Влияние времени охлаждения ( $Bi > 30$ ) на температуру расплава сплава Fe-Si-Al (1) и Cu-Ni-Co (2) толщиной 100 мкм

Влияние времени охлаждения на изменение температуры пленки расплава показано на рис. 2.36. Перегиб на кривой проявляется за счет продвижения фазовой границы *твердая фаза – расплав*, замедляющей охлаждение. Кроме того, кривые температуры пленки претерпевают излом, когда фронты кристаллизации встретятся, и теплота затвердевания перестает выделяться, и скорость охлаждения резко повышается.

## 2.6. ОСОБЕННОСТИ УПРУГОПЛАСТИЧЕСКОГО СЖАТИЯ ТОНКОЙ ПОЛОСЫ В ПРОЦЕССЕ ДВУХВАЛКОВОЙ ЗАКАЛКИ РАСПЛАВА

При пластической деформации металла в горячем состоянии процессы разупрочнения и упрочнения оказывают существенное влияние на параметры процесса. Вследствие трудностей математического порядка для теоретического анализа данных процессов пластического формоизменения обычно применяется схема идеального пластического тела. Поэтому расчеты не могут дать ответа на некоторые вопросы, имеющие практическое значение. Например, при расчете распределения интенсивности напряжений и деформаций по сечению деформируемой заготовки необходимо учитывать упрочнение металла. При исследовании подобных вопросов для теоретического анализа необходимо применять более сложную расчетную схему.

Для многих процессов пластического формоизменения характерна задача о пластическом сжатии тонкой полосы, для которой  $L/H \gg 1$ , где  $L$ ,  $H$  – длина и толщина деформируемой полосы, соответственно. К таким процессам можно отнести метод двухвалковой быстрой заковки расплава, сопровождающийся прокаткой намороженного металла. Так как наклон хорды, соединяющей начало и конец зоны деформации, при различных параметрах процесса колеблется в пределах  $0,5$  до  $3^\circ$  (рис. 2.37), процесс прокатки намороженного металла можно заменить процессом осадки тонкой полосы плоскими наклонными бойками.

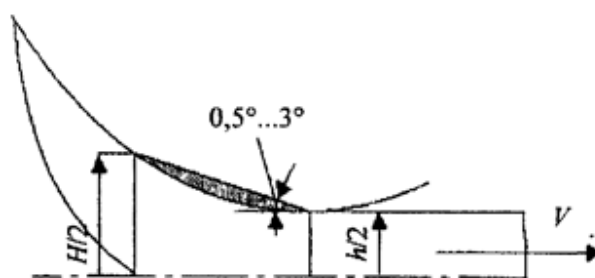


Рис. 2.37. Схема для определения угла наклона хорды начала и конца кристаллизации

Классическая задача о пластическом сжатии тонкого идеально пластического слоя между жесткими плитами в условиях плоской деформации была решена Л. Прандтлем для  $\tau_k = k$ , где  $k = \sigma_s \sqrt{3}$  – пластическая постоянная материала [127]. В последующем это решение было обобщено для случая контактных касательных напряжений, когда  $|\tau_k| = 2\mu k$ , где  $\mu$  – коэффициент пластического трения ( $0 < \tau_k < k$ ;  $0 \leq \mu \leq 0,5$ ). На основе решения Прандтля А. А. Ильюшин разработал теорию течения пластического вещества по жестким поверхностям [128]. Все следующие решения основаны на жесткопластической схеме деформируемого материала. При решении задачи о сжатии тонкой упрочняющейся полосы при интенсивностях напряжений, превышающих предел текучести, условие пластичности аппроксимируется степенной зависимостью  $\sigma_i = C\varepsilon_i^n$ , где  $C$ ,  $n$  – параметры, характеризующие механические свойства металла;  $\sigma_i$ ,  $\varepsilon_i$  – интенсивность напряжений и деформаций. При этом закон изменения коэффициента упрочнения металла находится из соответствующих кривых упрочнения по результатам испытания образцов при различных температурах  $n = ae^{bt}$ , где  $a$ ,  $b$  – некоторые коэффициенты, получаемые экспериментально для данного материала.

Зависимость параметра  $C$  от рода материала и температуры деформации описывается выражением [130]:

$$C = E(\sigma_T^* / E)^{1-n},$$

где  $E$  – модуль упругости при температуре  $T$ ;  $\sigma_T^*$  – средний предел текучести материала с учетом упрочнения и разупрочнения,  $\sigma_T^* = (\sigma_T^1 + \sigma_T^2)2$ .

В формуле А. И. Целикова и В. А. Персиянцева отражены реальные процессы упрочнения и релаксации, которые происходят в металле при пластической деформации [130]:

$$\sigma_T^1 = \sigma_0 + D \frac{U}{A} (1 - e^{-a\varepsilon U}),$$

где  $E$  – модуль упрочнения;  $A$  – коэффициент пропорциональности, представляющий собой скорость релаксации;  $\sigma_0$  – предел текучести при статической деформации;  $\varepsilon$  – степень деформации материала;  $U$  – средняя скорость деформации при продольной прокатке, которая равна  $(V/l)\varepsilon$ , где  $V$  – скорость выхода ленты из валков;  $l$  – горизонтальная проекция дуги захвата.

Дополнительное число факторов, учитывающих процессы разупрочнения металла, дает формула [130]:

$$\sigma_T^2 = \sigma_T + \left( \frac{\sigma_b}{1 - \psi_{ш}} - \sigma_T \right) \left( \frac{\varepsilon}{\psi_{ш}} \right)^{\frac{\sigma_b \psi_{ш}}{(1 - \psi_{ш})[\sigma_b - \sigma_E(l\psi_{ш})]}}$$

где  $\psi_{ш}$  – показатель сужения шейки, получаемый экспериментально для данного материала;  $\sigma_b$  – временное сопротивление материала при заданной температуре.

Для нахождения  $\sigma_b$  используем формулу С. И. Губкина [130]:

$$\sigma_b = \sigma_b^T [1 + \alpha(0,95T_{пл} - t)] + [\alpha^2(0,95T_{пл} - t)] / 2,$$

где  $\sigma_b^T$  – временное сопротивление при температуре  $0,95T_{пл}$ ;  $T_{пл}$  – температура плавления сплава;  $\alpha$  – температурный коэффициент; для чистых металлов  $\alpha = 0,008$ ; для однофазных и многофазных систем  $\alpha = 0,0085$ ; для твердых растворов  $\alpha = (0,008-0,012)$ .

Экспериментальные исследования показывают, что в процессах пластического формоизменения функция, связывающая значения интенсивностей напряжений  $\sigma_1$ , и интенсивностей деформаций  $\varepsilon_i \sigma_1 = \sigma_1(\varepsilon_i)$ , практически не зависит от вида напряженного состояния [129]. Это позволяет определить вид этой функции из опытов на одноосное растяжение или сжатие.

Дополнительные сложности при анализе процесса создает тот факт, что температура по сечению полосы после окончания процесса кристаллизации распределена неравномерно. В центре полосы она составляет величину  $\approx 1300$  °С, в то время как на поверхности она стремится к температуре валков – 20 °С. Однако правильной будет считать температуру поверхности полосы равной 600–800 °С, так как 20 °С является мгновенной температурой, т. е. действует на бесконечно малой толщине полосы, непосредственно прилегающей к поверхности валка.

Экспериментальные данные и теоретические исследования говорят о том, что температура по сечению полосы распределяется по параболическому закону, который в эмпирической форме имеет вид [132]:

$$T(y) = a \left[ 1 - \left( 2y/h^2 \right) \right] + b,$$

где  $a$ ,  $b$  – коэффициенты, получаемые экспериментально для каждого сочетания параметров процесса двухвалковой закалки;  $h$  – толщина полосы.

Система уравнений, описывающая задачу сжатия тонкой полосы в процессе двухвалковой закалки расплава, содержит помимо уравнения  $\sigma_i = c\varepsilon_i^n$  следующие:

– уравнение равновесия [131]:

$$\frac{\partial \sigma_x}{\partial x} + \frac{\partial \tau}{\partial y} = 0; \quad \frac{\partial \sigma_y}{\partial y} + \frac{\partial \tau}{\partial x} = 0; \quad (2.109)$$

– уравнение деформаций:

$$\varepsilon_x = \frac{\partial u}{\partial x}; \quad \varepsilon_y = \frac{\partial \vartheta}{\partial y}; \quad \gamma = \frac{\partial u}{\partial y} + \frac{\partial \vartheta}{\partial x}; \quad (2.110)$$

– условие несжимаемости:

$$\frac{\partial u}{\partial x} + \frac{\partial \vartheta}{\partial y} = 0; \quad (2.111)$$

– уравнение, определяющее соосность девиаторов напряжений и деформаций (теорема Генки):

$$\frac{\sigma_y - \sigma_x}{2\tau} = \frac{\partial \vartheta \partial y - \partial u \partial x}{\partial u \partial y + \partial \vartheta \partial x}, \quad (2.112)$$

где  $\sigma_x$ ,  $\sigma_y$ ,  $\tau$  – компоненты напряжений;  $\varepsilon_x$ ,  $\varepsilon_y$ ,  $\gamma$  – компоненты деформаций;  $u$  и  $\vartheta$  – компоненты вектора перемещения по осям  $x$  и  $y$ , соответственно

Для плоской деформации интенсивность напряжений и деформаций находится по формулам:

$$\sigma_i = \frac{\sqrt{3}}{2} \sqrt{(\sigma_x - \sigma_y)^2 + 4\tau^2}; \quad (2.113)$$

$$\varepsilon_i = \frac{\sqrt{3}}{2} \sqrt{(\varepsilon_x - \varepsilon_y)^2 + \varepsilon_x^2 + \varepsilon_y^2 + 3/2\gamma^2}. \quad (2.114)$$

Подставив выражения (2.113) и (2.114) в уравнение  $\sigma_i = c\varepsilon_i^n$  и возведя обе части в квадрат, получим условие пластичности в виде

$$(\sigma_x - \sigma_y)^2 + 4\tau^2 = \frac{4}{3} C^2 \left(\frac{2}{9}\right)^n \left[ (\varepsilon_x - \varepsilon_y)^2 + \varepsilon_x^2 + \varepsilon_y^2 + \frac{3}{2}\gamma^2 \right]. \quad (2.115)$$

Подставляем в уравнение (2.115) выражения для деформаций (2.110):

$$\begin{aligned} & (\sigma_x - \sigma_y)^2 + 4\tau^2 = \\ & = \frac{4}{3} C^2 \left(\frac{2}{9}\right)^n \left[ \left(\frac{\partial u}{\partial x} - \frac{\partial \vartheta}{\partial y}\right)^2 + \left(\frac{\partial u}{\partial x}\right)^2 + \left(\frac{\partial \vartheta}{\partial y}\right)^2 + \frac{3}{2} \left(\frac{\partial u}{\partial y} - \frac{\partial \vartheta}{\partial x}\right)^2 \right]^n. \end{aligned} \quad (2.116)$$

Уравнения (2.109), (2.111), (2.112) и (2.116) образуют систему уравнений, описывающую задачу о сжатии тонкой полосы между жесткими плитами с учетом процессов упрочнения и разупрочнения.

Исключим компоненту горизонтального перемещения  $u$  из уравнений (2.111), (2.112), (2.116). Из уравнения (2.111) следует:

$$\frac{\partial u}{\partial x} = -\frac{\partial \vartheta}{\partial y}. \quad (2.117)$$

Подставив значение  $\partial u / \partial x$  в уравнение Генки (2.112), получаем:

$$\frac{\partial u}{\partial y} + \frac{\partial \vartheta}{\partial x} = \frac{4\tau}{\sigma_y - \sigma_x} \frac{\partial \vartheta}{\partial y}. \quad (2.118)$$

Дифференцируя уравнения (2.117) и (2.118), соответственно, по  $y$  и  $x$  и исключая  $\partial^2 u / (\partial x \partial y)$ , получаем:

$$\frac{\partial^2 \vartheta}{\partial x^2} - \frac{\partial^2 \vartheta}{\partial y^2} = 4 \frac{\partial}{\partial x} \left( \frac{\tau}{\sigma_y - \sigma_x} \frac{\partial \vartheta}{\partial y} \right). \quad (2.119)$$

В результате преобразований имеем систему четырех уравнений (2.109), (2.116), (2.119).

Всем перечисленным выше условиям удовлетворяет система уравнений [133]:

$$\begin{aligned} \tau &= \frac{2\tau_k}{H} y; \quad \sigma_y = -\frac{2\tau_k}{H} x - d; \\ \sigma_x &= -\frac{2\tau_k}{H} x + \varphi(y); \quad u = -\frac{2u_k}{H} y, \end{aligned} \quad (2.120)$$

где  $d$  – параметр, не зависящий от координат точки, а  $\varphi(y)$  – функция одной координаты  $y$ .

В этом случае уравнения (2.109) и (2.119) удовлетворяются тождественно, а уравнение (2.116) после некоторых преобразований принимает вид [134]:

$$\left\{ [\varphi(y) + d]^2 + \frac{16\tau_k^2}{H^2} y^2 \right\}^{1-n} [\varphi(y) + d]^{2n} = R^2 \left( \frac{2\vartheta_k}{H} \right)^{2n}. \quad (2.121)$$

Край полосы  $x = 0$  свободен от напряжений. Это краевое условие удовлетворяется согласно принципу Сен-Венана в интегральной форме:

$$\int_{-H/2}^{H/2} (\sigma_x)_{x=0} dy = \int_{-H/2}^{H/2} \varphi(y) dy = 0. \quad (2.122)$$

Вследствие четности функции  $\varphi(y)$  формулу (2.122) можно представить в виде

$$\int_0^{H/2} \varphi(y) dy = 0. \quad (2.123)$$



Учитывая, что величина  $d$  не зависит от координат, уравнение (2.123) записываем в виде

$$d = \frac{2}{H} \int_0^{H/2} [\varphi(y) + 2] dy. \quad (2.124)$$

Уравнения (2.121) и (2.124) образуют систему двух уравнений с подлежащими из них определению параметром  $d$  и функцией  $\varphi(y)$ .

При заданных  $H$ ,  $\tau_k$ ,  $v_k = R[1 - \cos \alpha(x)]$ ,  $C$  и  $n$  из уравнения (2.121) можно определить сумму  $[\varphi(y) + d]$  для каждого значения координаты  $y$ . Зная величину суммы  $[\varphi(y) + d]$  как функцию ординаты, по формуле (2.124) можно найти параметр  $d$  для данного случая, а следовательно, и функцию  $\varphi(y)$  для каждого значения координаты  $y$ . Это позволяет по формулам (2.121) и (2.124) построить распределение напряжений по сечению тонкой полосы с учетом упрочнения и разупрочнения для двухвалкового метода быстрой закалки расплава.

На рис. 2.38 постепенное выдвигание зависимости продольной деформации ленты от температуры перегрева в сторону увеличения деформации связано со снижением напряжений текучести с увеличением температуры, что и было показано ранее. Увеличение деформаций неравномерное. В центре полосы деформации увеличиваются больше, чем на поверхности, что связано с неравномерностью распределения температуры по сечению полосы.

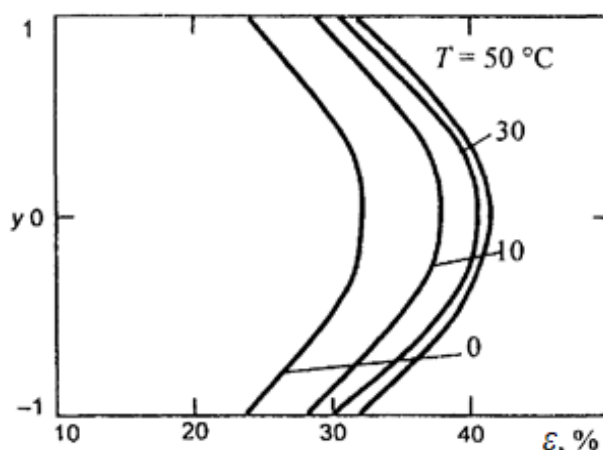


Рис. 2.38. Зависимость продольной деформации полосы от температуры перегрева: при  $T_{\text{пер}} = 0-50$  °C;  $R = 200$  мм;  $V = 2$  м/с

На рис. 2.39, *а* можно видеть резкое увеличение неравномерности деформаций с изменением скорости выхода полосы. Чем выше скорость полосы, тем меньше пребывание деформируемой зоны в области охлаждения, как следствие – уменьшение градиента температур по сечению полосы, выравнивание физико-механических свойств и более равномерная деформация. При уменьшении скорости поверхность ленты остывает больше в середине, вследствие чего наблюдается четкий пик деформаций в центре полосы.

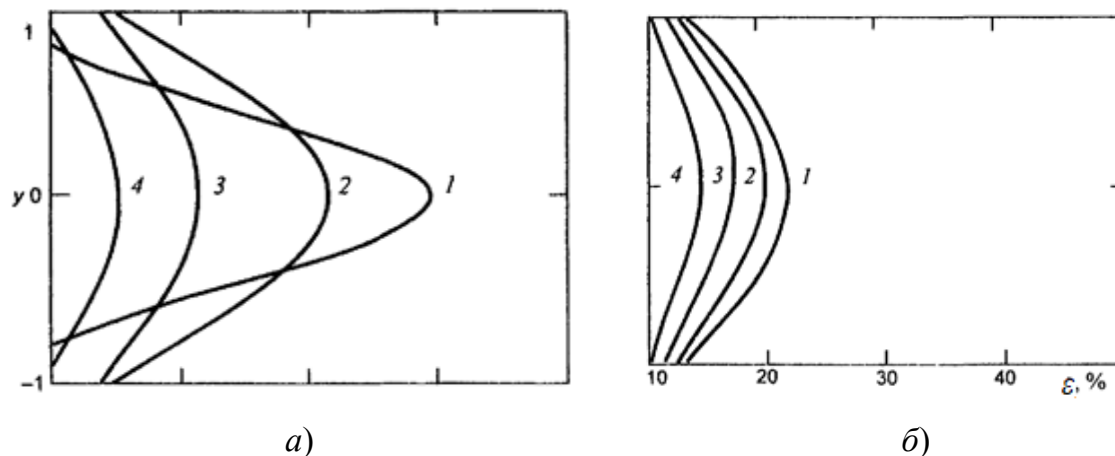


Рис. 2.39. Зависимость продольной деформации полосы от скорости движения ленты:

*а* – процесс быстрой закалки расплава; *б* – обычная горячая прокатка ( $V = 1-2; 2-4; 3-6; 4-8$  м/с;  $R = 200$  м/с;  $T_{пер} = 0$  °С)

Как и следовало ожидать, при равенстве физических свойств резкого скачка деформаций в середине не наблюдается (рис. 2.39, *б*).

Увеличение температуры перегрева также сказывается и на распределении напряжений в полосе. Причем середина ленты мало подвержена влиянию перегрева вследствие собственной высокой температуры и удаленности от кристаллизаторов (рис. 2.40).

При горячей прокатке металлов имеют место максимальные значения коэффициента трения  $f$  с экстремумом при  $f = 0,5$ , после чего коэффициент трения остается постоянным, равным 0,5 [127].

При большом коэффициенте трения (0,3–0,5) наблюдается скачкообразное увеличение деформаций центральной зоны, что говорит о сопротивлении деформации, которое оказывают контактные напряжения при деформации приповерхностных слоев полосы. Наоборот, уменьшение коэффициента трения приводит к более равномерному распределению деформаций по сечению полосы ввиду отсутствия касательных напряжений (рис. 2.41).

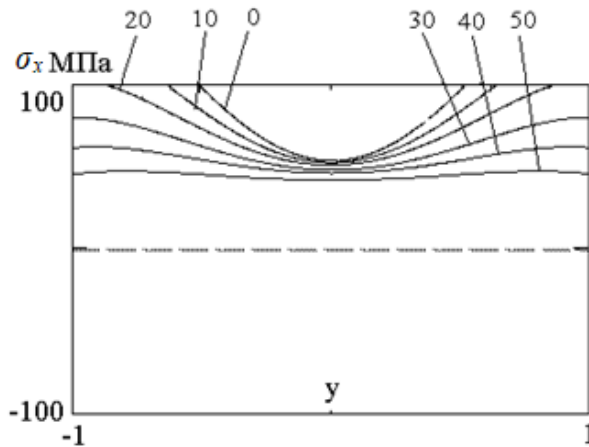


Рис. 2.40. Зависимость продольных напряжений в полосе от температуры перегрева:  
 $T_{\text{пер}} = 0 \text{ } ^\circ\text{C}$ ;  $V = 2 \text{ м/с}$ ;  $R = 200 \text{ м/с}$

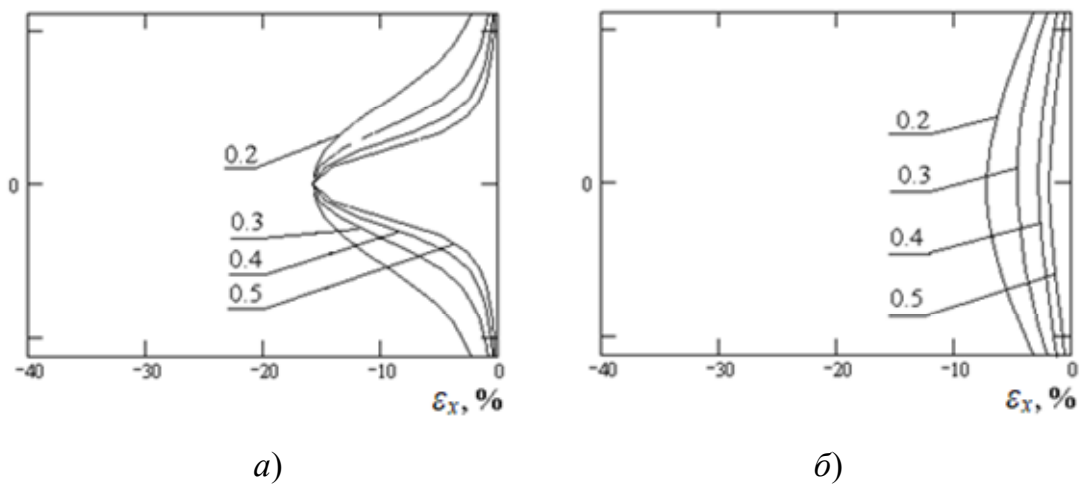


Рис. 2.41. Зависимость продольной деформации полосы от коэффициента трения:  
*a* – процесс быстрой закалки расплава; *б* – обычная горячая прокатка ( $f = 0,2-0,5$ ;  $V = 1-2 \text{ м/с}$ ;  $R = 200 \text{ м/с}$ ;  $T_{\text{пер}} = 0 \text{ } ^\circ\text{C}$ )

При равномерности свойств материала значение коэффициента трения не оказывает такого решающего значения на распределение деформаций как при двухвалковой закалке.

## 2.7. УСЛОВИЕ ПОЛУЧЕНИЯ ПЛОСКОЙ ЛЕНТЫ ПРИ ДВУХВАЛКОВОЙ БЫСТРОЙ ЗАКАЛКЕ РАСПЛАВА

Потеря плоской формы ленты при ее получении по методу двухвалковой быстрой закалки из расплава возникает при превышении величины дополнительных напряжений сжатия в готовой ленте некото-

рой критической величины. В работе [135] сформулировано условие прокатки тонкой ровной ленты на основе геометрических соотношений, где причиной волнистости и коробоватости является неравномерность обжатия вытяжек по ширине ленты. На основе рассмотрения кинематики процесса прокатки было показано [136], что волнистость и коробоватость ленты отсутствуют при условии выполнения равенства скоростей течения металла по ширине ленты: в зоне отставания –  $\omega R_{кр} S_{1кр} = \omega R_{ср} S_{1ср}$ ; в зоне опережения –  $\omega R_{кр} S_{2кр} = \omega R_{ср} S_{2ср}$ , где  $\omega$  – угловая скорость валка;  $R_{кр}$  и  $R_{ср}$  – катающий радиус на краю и посередине валка;  $S_1$ ,  $S_2$  – коэффициенты опережения и отставания, соответственно. Однако следует заметить, что условие постоянства вытяжек по ширине ленты является необходимым, но не достаточным условием [137]. Неравенство вытяжек ленты по ширине является одной из причин нарушения кинематики процесса прокатки [138]. Различие скоростей металла по ширине ленты на выходе из валков и на входе в зону деформации зависит от размеров зон опережения и отставания.

При прокатке полосы прямоугольного сечения в цилиндрических валках вследствие их упругих деформаций обжатие и вытяжка в поперечном направлении распределяются неравномерно [139]. Действие внеконтактной части ленты приводит к образованию внутренних продольных напряжений: на средних участках ленты, где обжатие меньше – растягивающих, а по краям, где обжатие больше – сжимающих. Таким образом, растягивающие напряжения, действующие как переднее натяжение, смещают нейтральное сечение в сторону входа металла в валки, а сжимающие, действуя как напряжения подпора в сторону выхода, вызывают нарушение кинематики процесса [139].

Линия нейтрального сечения не искривляется только при прокатке прямоугольной ленты с равномерным распределением обжатий и скоростей в поперечном направлении [138], [140]. Неравномерное обжатие при отсутствии подпирающих и растягивающих продольных напряжений приводит к искривлению линии нейтрального сечения. Наличие продольных напряжений более эффективно влияет на искривление нейтрального сечения и вызывает значительную неравномерность расширения нормальных напряжений по ширине с максимумом по краям ленты [139], [140].

Влияние напряжений на форму и профиль ленты объясняется [112] неравномерностью распределения натяжения в случае несоответствия

зазора между валками исходному профилю ленты. Чем больше податливость валков упругому сплющиванию, тем значительнее выравнивающее действие напряжения на распределение вытяжек по ширине ленты. Переднее натяжение эффективно для уменьшения коробоватости ленты. Кроме того, увеличение скорости прокатки в значительной степени ведет к возрастанию точности прокатываемых лент.

Применение смотки в рулон изделий после быстрой закалки расплава стабилизирует процесс путем влияния на скоростные и геометрические его параметры. Саморегулирующее свойство натяжения проявляется по отношению к геометрическим параметрам процесса прокатки по длине и ширине листа, а также способствует поддержанию полосы на оси прокатки. С увеличением сплющивания валков под полосой возрастает выравнивающее действие натяжения на распределение вытяжек по ширине. Таким образом, в процессе быстрой закалки целесообразно производить увеличение их диаметра или применение упругих бочек валков [142]. Это приводит к увеличению устойчивости процесса прокатки с точки зрения стабилизации распределения вытяжек по ширине.

В связи с влиянием натяжения на процесс прокатки оно может быть управляющим параметром по отношению к форме полосы, причем увеличение натяжения в допустимых пределах по прочности и по устойчивости в отношении потери ровной формы смещает формообразование к появлению короба, и обратно – с уменьшением натяжения – может привести к образованию волнистости по краям.

В установившемся процессе прокатки с натяжением распределение натяжений по ширине полосы определяется, с одной стороны, степенью неравномерности итоговой деформации по ширине клетки, а с другой – относительным изменением скоростей выхода металла из валков по участкам ширины за счет переменного опережения [143].

Для широкополосной прокатки возникновение волны имеет место, когда  $\Delta\sigma_x > \sigma_{кр}$ , где  $\Delta\sigma_x$  – внутренние напряжения сжатия по ширине ленты;  $\sigma_{кр}$  – критические внутренние напряжения сжатия при потере формы. Эпюра напряжений по ширине ленты из условия образования волны показана на рис. 2.42 [106].

Возникающие внутренние напряжения в изделии связаны с разностью деформаций по ширине ленты за счет переменной толщины подката (намороженной корочки металла), неравномерными вытяжками металла и его уширением.

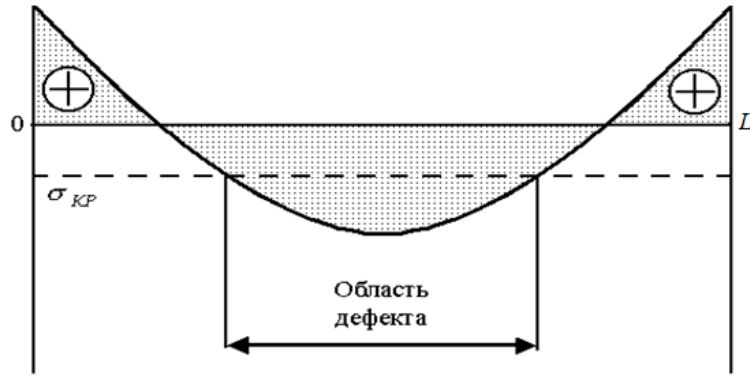


Рис. 2.42. Эпюра напряжений по ширине ленты [106]

Из закона постоянства объема при условии отсутствия уширения следует [106]:

$$\frac{\Delta l_x}{l_1} = \frac{\Delta \delta h_x}{h_{\max} - \Delta h_{\max}} = \frac{\Delta \mu_x}{\mu} = \varepsilon_x, \quad (2.125)$$

где  $\Delta \mu_x$  – разность вытяжек по отношению к минимальному обжатому участку по ширине намороженной корки;  $\mu$  – вытяжка по ширине ленты;  $\Delta \delta h_x$  – поперечная разнотолщинность.

Параметры (упругий прогиб и термоупругая деформация бочки), влияющие на разность вытяжки по ширине ленты  $\Delta \mu_x$ , могут быть представлены в виде функции четного порядка, например, второго. Тогда суммарная вытяжка  $\mu_x$  может быть найдена как сумма постоянной  $\mu_{\text{пост}}$  и переменной  $\Delta \mu_x$  вытяжек по ширине [106].

В соответствии с уравнением параболы можно записать:

$$\Delta \mu_x = \Delta \mu_{\max} \left[ 1 - \frac{4}{L^2} \left( x - \frac{L}{2} \right)^2 \right].$$

При этом линия средних значений  $\Delta \mu_{\text{cp}}$  пересекает кривую в точках  $x = \frac{L}{2} \left( 1 \pm \frac{1}{\sqrt{3}} \right)$ , причем разность:

$$\mu_{\min} - \mu_{\text{cp}} = -\frac{2}{3} \Delta \mu_{\max}.$$

Таким образом, в любом месте по ширине ленты имеем [106]:

$$\mu_x = \mu_{\text{cp}} - \frac{2}{3} \Delta \mu_{\max} + \Delta \mu_x.$$

Экспериментальные исследования распределения контактных давлений по ширине прокатываемой ленты показывают, что максимальное давление не всегда находится по середине ленты. При прокатке широких лент, для которых  $L/L_B > 0,5$ , появляются два максимума давления.

Данное положение хорошо иллюстрируется результатами замера распределения коэрцитивной силы как показатель внутренних напряжений внутри ленты для различных соотношений  $L/L_B$ , где  $L$  – ширина ленты;  $L_B$  – длина валка (рис. 2.43). С ростом соотношения  $L/L_B$  от 0,3 до 1 идет образование двух максимумов коэрцитивной силы по ширине образующей ленты.

Величину остаточного напряжения по ширине ленты находим, используя закон Гука:

$$\sigma_x = a \frac{\Delta\mu_x}{\mu_{\text{ср}}} E, \quad (2.126)$$

где  $\Delta\mu_x = \mu_{\text{ср}} - \mu_x$ . Подставляя в последнее равенство значения для  $\Delta\mu_x$  и  $\mu_{\text{ср}}$ , после нескольких преобразований имеем [106]:

$$\sigma_x = \frac{\Delta\mu_{\text{max}}}{\mu_{\text{ср}}} \left[ \frac{4}{L^2} \left( x - \frac{L}{2} \right)^2 - \frac{1}{3} \right] aE. \quad (2.127)$$

Внутренние остаточные напряжения в ленте вследствие неравномерности деформации материала по ширине суммируются с напряжениями, возникающими в процессе смотки (натяжение), если она имеет место.

Термические напряжения, возникающие в ленте из-за температурно-деформационных изменений профиля валка, будут вычитаться, так как имеют обратное влияние на внутренние остаточные напряжения в ленте. Таким образом, имеем следующий градиент остаточных напряжений по ширине ленты с учетом смотки и термического выпучивания профиля валка по принципу наложения полей напряжений:

$$\sigma_{\Sigma} = \sigma_{\text{деф}} + \sigma_{\text{смотки}} - \sigma_{\text{терм}}, \quad (2.128)$$

где  $\sigma_{\text{деф}}$  определяется равенством (2.127);  $\sigma_{\text{смотки}} = T/(Lh_{\text{ср}})$ ;  $T$  – усилие смотки ленты;  $h_{\text{ср}}$  – средняя толщина ленты;  $L$  – ширина ленты;  $\sigma_{\text{терм}}$  – напряжения, возникающие в ленте от термического выпучивания профиля валка из-за неравномерности распределения температурного поля в последнем (§ 2.4).

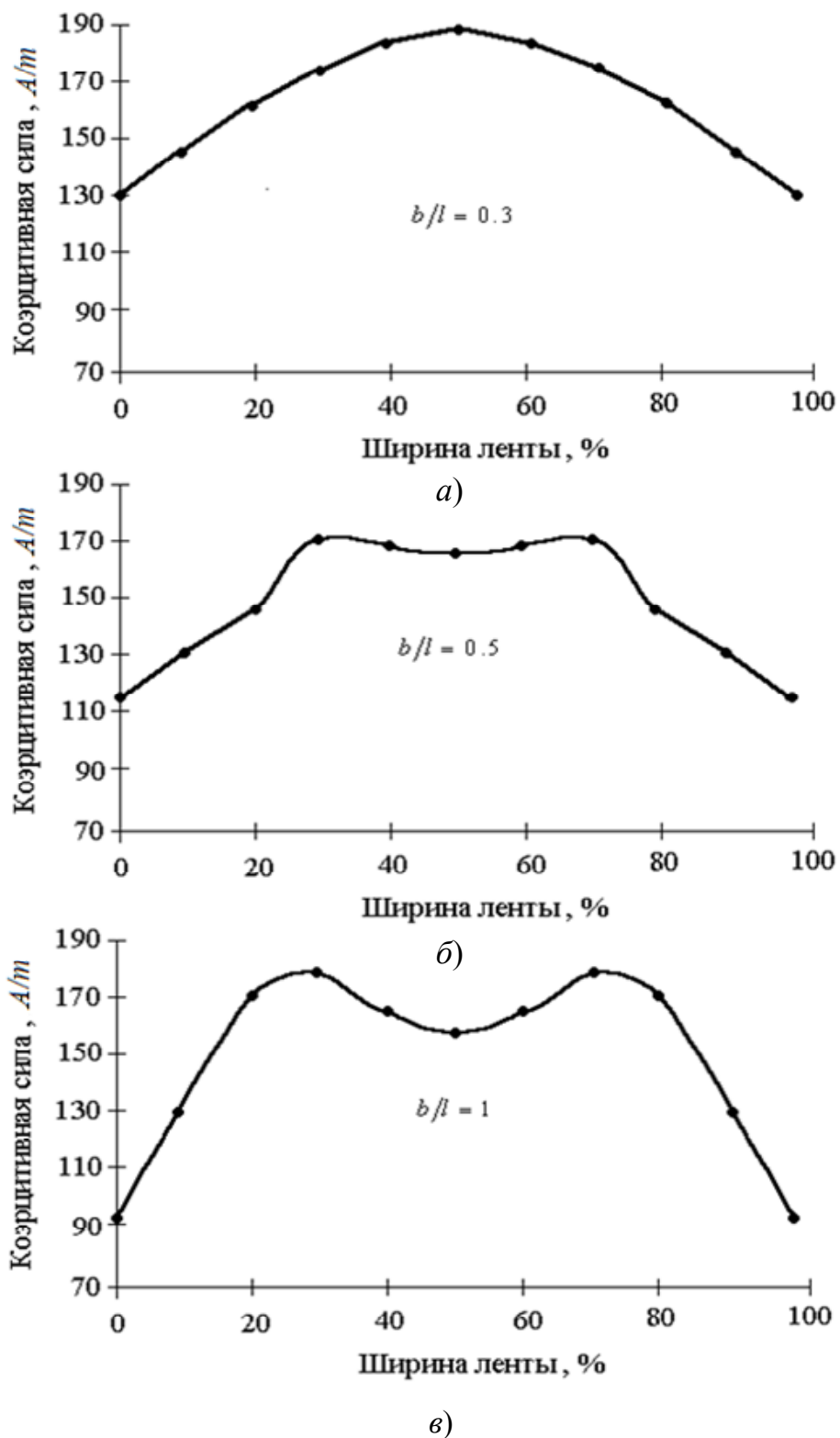


Рис. 2.43. Распределение козрцитивной силы по ширине ленты:  
 а –  $b/l = 0,3$ ; б –  $b/l = 0,5$ ; в –  $b/l = 1$



Для образования волнистости или коробоватости на известном участке ленты необходимо, чтобы величина напряжений сжатия в ленте, возникающего вследствие неравномерности обжатия по ширине при прокатке, превысила на этом участке некоторое критическое значение. В итоге имеют место 4 возможных варианта эпюр суммарных напряжений при прокатке ленты, склонной к коробоватости, и 4 варианта эпюр напряжений для ленты, склонной к волнистости [141].

Используя методику расчета [141], определим критическое условие деформации ленты, склонной к образованию короба, для чего приравняем к нулю уравнение (2.128):

$$aE \frac{\Delta\mu_{\max}}{\mu_{\text{ср}}} \left[ \frac{4}{L^2} \left( x - \frac{L}{2} \right)^2 - \frac{1}{3} \right] + \sigma_{\text{смотки}} - \sigma_{\text{терм}} = 0. \quad (2.129)$$

Неравномерное распределение остаточных напряжений поперек ширины ленты вызывает неравномерность распределения удельных напряжений ленты. Часть ленты с меньшим искажением формы при прокатке подвергается дополнительной деформации под влиянием внешнего напряжения (напряжения смотки и термических напряжений). Эффект самовыравнивания напряжений по сечению способствует получению ленты с более точными размерами и формой.

На рис. 2.44 представлен теоретический график определения оптимального режима натяжения ленты с учетом термических деформаций бочки валка при двухвалковой закалке расплава, который основан на методе Ю. Д. Железнова [141].

Экспериментальные исследования влияния деформации валка показывают, что некоторая деформация поверхности валка не производит каких-либо внутренних напряжений для выпуклых и вогнутых лент. Когда величина деформации достигает 8 мкм, лента теряет свою стабильность и появляется краевая волна, как показано на рис. 2.44. Когда величина деформации достигает величины 12 мкм, лента также теряет свою стабильность и появляются продольные центральные волны. Это приводит к появлению поверхностных трещин на вогнутой ленте. Растягивающие напряжения получаются более легко на выпуклой ленте. Этот результат согласуется с теоретическими вычислениями критического остаточного напряжения для выпуклой и вогнутой ленты, как показано на рис. 2.45. Трещины наблюдались только в ленте с вогнутой формой, когда деформация валка составляла 40 мкм. Эти трещины локализируются на гранях ленты.

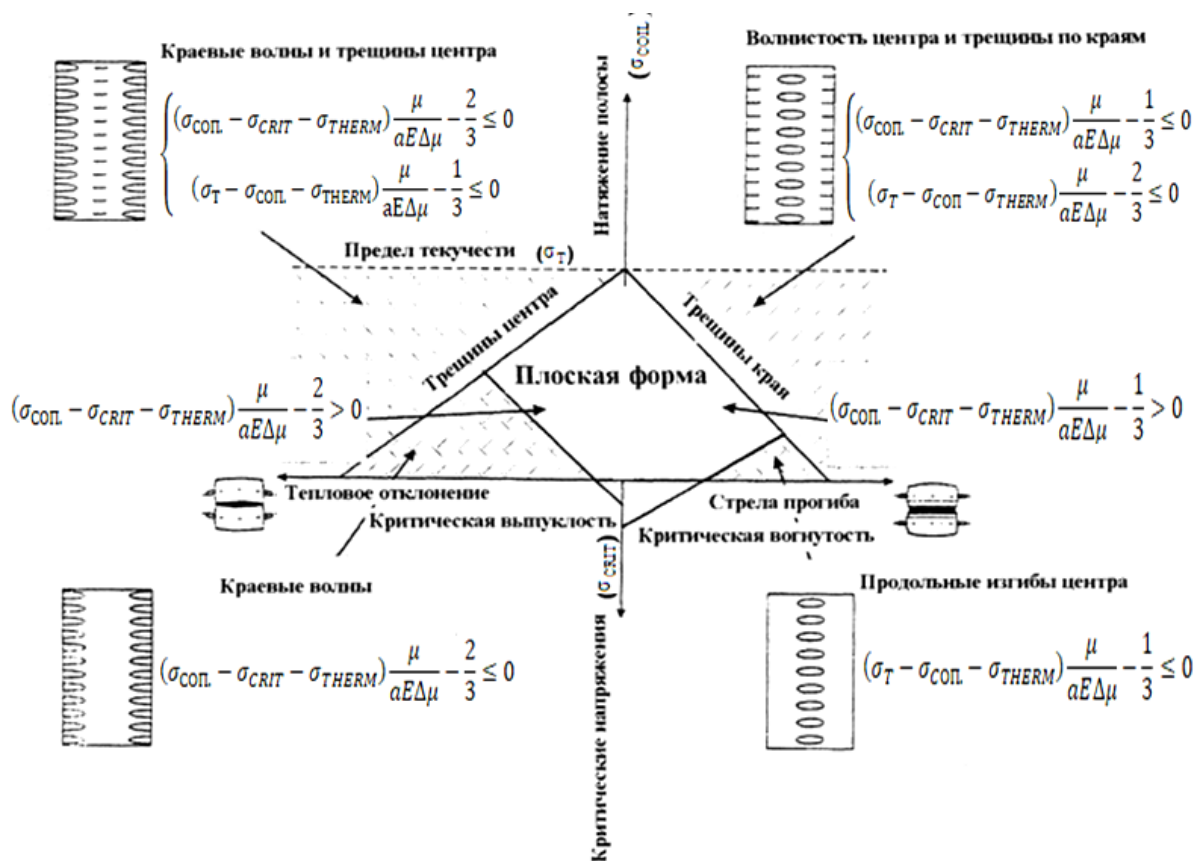


Рис. 2.44. Область плоской формы ленты относительно отклонения профиля бочки валка и натяжения смотки

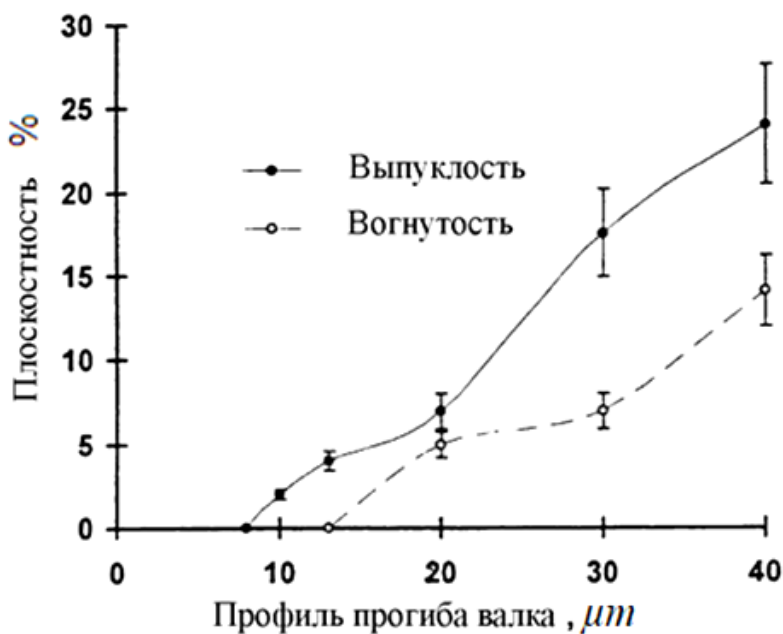


Рис. 2.45. Влияние прогиба валка на плоскостные параметры полученной ленты

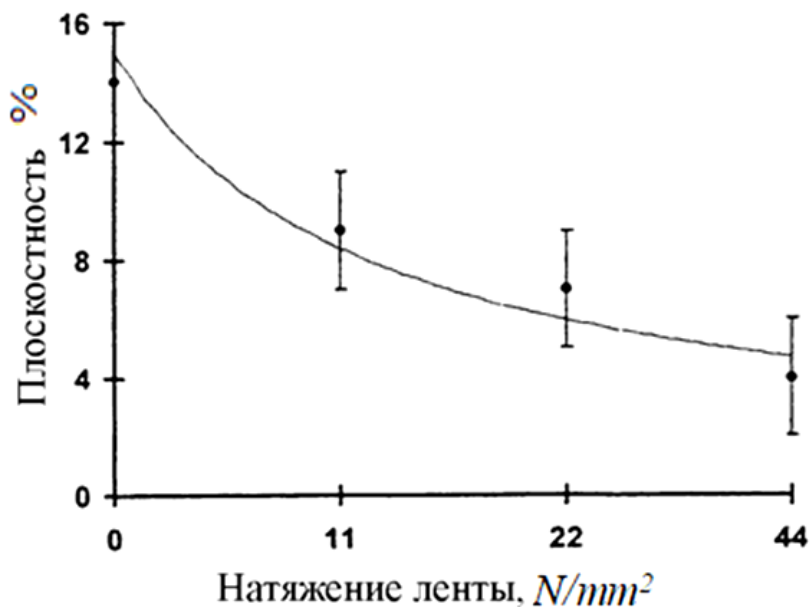


Рис. 2.46. Влияние натяжения ленты во время действия смотки на плоскостность ленты

Рисунок 2.46 показывает эффект влияния натяжения между валками и тащилкой на параметр коробоватости отлитой ленты. Приложенное натяжение ленты улучшает плоскостность ленты и этот вывод доказывает очевидность предпосылки, что комбинация силы тяжести валков с натяжением ленты на тащилке может быть использована для улучшения качества отлитой ленты.

### ГЛАВА 3

## ДИНАМИЧЕСКАЯ УСТОЙЧИВОСТЬ И МАССОПЕРЕНОС ПРИ ДВУХВАЛКОВОМ МЕТОДЕ НЕПРЕРЫВНОГО ЛИТЬЯ ТОНКОЙ ПОЛОСЫ

На основе анализа механизма формирования ленты и ее теплообмена с холодильником при двухвалковой закалке расплава [116], [126] разработан принципиально новый технологический процесс двухвалковой закалки расплава, позволяющий повысить скорость охлаждения последнего и улучшить качество получаемой ленты. При этом скорость охлаждения в значительной степени зависит от распределения жидкой и твердой фаз, а также поля скоростей внутри охлаждаемого объема расплава до момента окончания процесса затвердевания [122], [142].

Вследствие упругого выпучивания бочек валков с образованием линейной зоны очага деформации последнее идет практически перпендикулярно охлаждающим поверхностям, а процессы теплопроводности в расплаве и теплообмен с кристаллизатором определяются условиями теплопередачи на границе *расплав – охлаждающая среда*, так как термическое сопротивление стенки бандажа валка-кристаллизатора весьма мало и им можно пренебречь.

### 3.1. ДИНАМИЧЕСКАЯ УСТОЙЧИВОСТЬ ТОНКОСТЕННЫХ ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ ОБОЛОЧЕК В ПРОЦЕССЕ ИХ ВРАЩЕНИЯ ПРИ НАЛИЧИИ РАДИАЛЬНОЙ СЖИМАЮЩЕЙ НАГРУЗКИ

Стабильность разработанного процесса двухвалковой быстрой закалки расплава на упругих бочках, а также качество получаемых лент главным образом зависят от динамической устойчивости круговых цилиндрических тонкостенных оболочек в процессе их вращения при наличии радиальной сжимающей нагрузки. Кроме того, исследование динамики упругого выпучивания тонкостенных оболочек при воздействии внешних возмущений актуально и вызывает постоянный интерес при решении различных технических задач.

В основу математической модели динамической устойчивости тонкостенных бандажей, используемых в процессе двухвалковой быстрой закалки расплава, положена нелинейная теория динамики идеальных оболочек [144].

Рассмотрим случай идеальной цилиндрической оболочки толщины  $h$ , длины  $L$  с радиусом срединной поверхности  $R$  и плотностью материала оболочки  $\rho$  (рис. 3.1) Если концы оболочки  $x = 0$ ,  $x = L$  закреплены шарнирно, то смещение вдоль координатной линии  $z$  (по радиусу) удовлетворяет условиям [145]–[146]:

$$\omega = 0; \quad \frac{\partial^2 \omega}{\partial x^2} = 0 \text{ при } x = 0; x = L. \quad (3.1)$$

Будем считать оболочку ненапряженной, т. е. прогиб  $\omega$  удовлетворяет нулевым начальным условиям:

$$\omega = 0; \quad \frac{\partial \omega}{\partial x} = 0 \text{ при } t = 0. \quad (3.2)$$

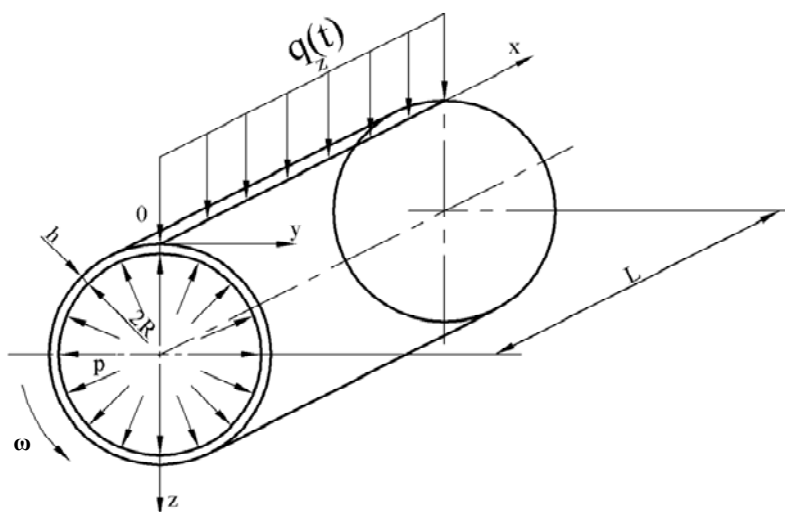


Рис. 3.1. Схема тонкостенной оболочки при расчете ее устойчивости в процессе вращения и наличия сжимающей нагрузки

В момент времени  $t = 0$  на оболочку начинают действовать внешние усилия, на внутреннюю поверхность – равномерное давление  $p$ , на внешнюю поверхность в радиальном направлении – равномерно вращающаяся с постоянной угловой скоростью  $\omega$  в окружном направлении  $y$  сжимающая нагрузка:

$$q_z(y, t) = -\frac{3q}{4b} \left[ \left( \frac{\operatorname{tg}^2(\varphi - \varphi' - \varphi_0)}{\operatorname{tg}\varphi_0} \right)^2 - 1 \right] [\theta(\varphi - \varphi') - \theta(\varphi - \varphi' - 2\varphi_0)]; \quad (3.3)$$

$$b = R \sin \varphi_0,$$

где  $q$  – усилие, приходящееся на единицу длины образующей оболочки;  $2\varphi_0$  – величина угла раствора приложения сжимающей нагрузки (рис. 3.2). Параметр:

$$\varphi' = \omega \sum_{k=0}^{\infty} (t - t_k) [\theta(t - t_k) - \theta(t - t_{k+1})]; \quad t_k = 2\pi k / \omega$$

определяет в произвольный момент времени  $t$  положение сжимающей нагрузки относительно момента времени  $t = 0$ :

$$\theta(\varphi) = \begin{cases} 1; & \varphi > 0 \\ 0; & \varphi < 0. \end{cases}$$

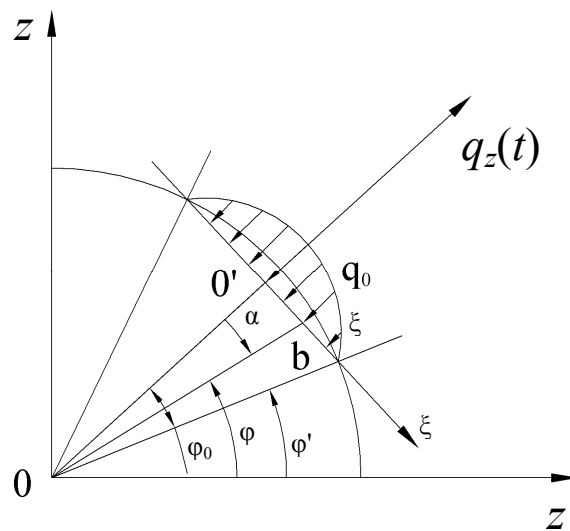


Рис. 3.2. Схема к расчету стрелы прогиба тонкостенной оболочки

В соответствии с нелинейной теорией динамики тонкостенных оболочек [144], пренебрегая процессом распространения упругих волн вдоль образующей ( $\partial u / \partial t = 0$ ) и в окружном направлении ( $\partial v / \partial t = 0$ ), уравнение движения рассматриваемой идеальной цилиндрической оболочки записываем в виде

$$\frac{D\Delta^2\omega}{h} = \frac{\partial^2\omega}{\partial x^2} \frac{\partial^2\Phi}{\partial y^2} + \frac{\partial^2\omega}{\partial y^2} \frac{\partial^2\Phi}{\partial x^2} - 2 \frac{\partial^2\omega}{\partial x\partial y} \frac{\partial^2\Phi}{\partial x\partial y} + \frac{1}{R} \frac{\partial^2\Phi}{\partial x^2} + \frac{q_z}{h} - \rho \frac{\partial^2\omega}{\partial t^2}, \quad (3.4)$$

где функция напряжений  $\Phi$  удовлетворяет уравнению

$$\frac{\Delta^2\Phi}{E} = \left( \frac{\partial^2\omega}{\partial x\partial y} \right)^2 - \frac{\partial^2\omega}{\partial x^2} \frac{\partial^2\omega}{\partial y^2} - \frac{1}{R} \frac{\partial^2\omega}{\partial x^2}, \quad (3.5)$$

где  $\Delta^2 = \frac{\partial^2}{\partial x^2} + \frac{\partial^2}{\partial y^2}$  – оператор Лапласа;  $D = Eh^3 / [12(1 - \sigma^2)]$  – жесткость

оболочки;  $E$  – модуль упругости Юнга;  $\sigma$  – коэффициент Пуассона.

Уравнения (3.4) и (3.5) с граничными (3.1) и начальными (3.2) условиями полностью решают поставленную задачу для прогиба оболочки в процессе ее вращения и наличия радиальной сжимающей нагрузки.

Рассмотрим линейное приближение поставленной задачи, что соответствует случаю малых прогибов. Вместо уравнений (3.4), (3.5) тогда будем иметь:

$$\frac{D\Delta^2\omega}{h} = \frac{1}{R} \frac{\partial^2\Phi}{\partial x^2} - p_x \frac{\partial^2\omega}{\partial x^2} - p_y \frac{\partial^2\omega}{\partial y^2} - \frac{2s\partial^2\omega}{\partial x\partial y} + \frac{q_z}{h} - p \frac{\partial^2\omega}{\partial t^2}; \quad (3.6)$$

$$\frac{\Delta^2\Phi}{E} = -\frac{1}{R} \frac{\partial^2\omega}{\partial x^2}. \quad (3.7)$$

В уравнении (3.6) для решения задачи динамической устойчивости оболочки введена некоторая фиктивная нагрузка, равная сумме проекций основных усилий  $p_x$ ,  $p_y$ ,  $s$  на направление нормали к изогнутой поверхности [144]:

$$\frac{q_\Phi}{h} = -p_x \frac{\partial^2\omega}{\partial x^2} - p_y \frac{\partial^2\omega}{\partial y^2} - 2s \frac{\partial^2\omega}{\partial x\partial y}. \quad (3.8)$$

Положительными здесь считаются усилия, способствующие увеличению параметров кривизны оболочки. В применении к  $p_x$  и  $p_y$  как положительные принимаются усилия сжатия.

Действуя на уравнение (3.6) оператором  $\Delta$  и исключая  $\Delta^2\Phi$  с помощью уравнения (3.7), а также считая  $p_x$ ,  $p_y$ ,  $s$  не зависящими от координат, получаем:

$$\begin{aligned} \frac{D\Delta^4\omega}{Eh} + \frac{1}{R^2} \frac{\partial^4\omega}{\partial x^2} + p_x \frac{\Delta^2}{E} \left( \frac{\partial^2\omega}{\partial x^2} \right) + p_y \frac{\Delta^2}{E} \left( \frac{\partial^2\omega}{\partial y^2} \right) + \\ + \frac{2s\Delta^2}{E} \left( \frac{\partial^2\omega}{\partial x\partial y} \right) - \frac{\Delta^2 q_z}{Eh} + \frac{p}{E} \frac{\partial^2(\Delta^2\omega)}{\partial t^2} = 0. \end{aligned} \quad (3.9)$$

Для оболочки с шарнирно опертыми концами (3.1) прогиб  $\omega$  будем искать в виде ряда [144]:

$$\omega = \sum_{m,n}^{\infty} f_{mn}(t) \sin \frac{\pi mx}{L} \sin \frac{ny}{R}, \quad (3.10)$$

где  $m$  – число полуволн деформированной оболочки вдоль образующей;  $n$  – число полных волн, образующихся в поперечном сечении (значению  $n = 1$  соответствует смещение сечения в целом без искажения формы).

Внешнюю нагрузку  $q_z$  также удобнее представить в виде следующего ряда:

$$q_z = \sum_{m,n=1}^{\infty} q_{mn}(t) \sin \frac{\pi mx}{L} \sin \frac{ny}{R^*}, \quad (3.11)$$

где

$$q_{mn}(t) = 2 \frac{2}{\pi RL} \int_0^L dx \int_0^{2\pi R} dy q_z \sin \frac{\pi mx}{L} \sin \frac{ny}{R}. \quad (3.12)$$

После подстановки разложений (3.10) и (3.11) в уравнение (3.9) при начальных условиях (3.2) для стрелы прогиба  $f_{mn}$  имеем:

$$\begin{aligned} \frac{d^2 f_{mn}}{dt^2} + \omega_0^2 f_{mn} &= \frac{1}{\rho h} q_{mn}; \\ f_{mn}(0) &= 0; \quad \frac{df_{mn}(0)}{dt} = 0. \end{aligned} \quad (3.13)$$

При этом было учтено, что на оболочку действует внутреннее давление  $p$ , тем самым

$$p_x = -\frac{\rho R}{h}; \quad p_x = -\frac{\rho R}{2h}; \quad s = 0.$$

Величина  $\omega_0^2$  в уравнении (3.13) представляет собой квадрат частоты собственных колебаний оболочки:

$$\omega_0^2 = \frac{E\eta}{\rho R^2} \left[ \frac{\eta(\theta^2 + 1)^2}{12(1 - \sigma^2)} + \frac{\theta^4}{\eta(\theta^2 + 1)^2} + \rho_y^* + \theta^2 \rho_2^* \right]. \quad (3.14)$$



Параметр  $\theta$  имеет смысл формы волнообразования и выражается как отношение длины полуволны вдоль дуги ( $2\pi R/2n$ ) к длине полуволны по образующей ( $L/m$ ).

Решение уравнения (3.13) для стрелы прогиба  $f_{mn}$  с правой частью  $q_{mn}$ , определяемой из (3.13), и для стрелы прогиба представляется в виде

$$f_{mn} = \frac{3q[1 - (-1)^m]J_n(\varphi_0)}{\pi^2 mbph(\omega_0^2 - n^2\omega^2)} \times \left\{ \sin(n\omega t - n\varphi_0) - \frac{n\omega}{\omega_0} \left[ 1 + \left( \frac{\omega_0^2}{n^2\omega^2} - 1 \right) \sin^2 n\varphi_0 \right]^{1/2} \sin \left[ \omega_0 t + \arctg \left( \frac{\omega_0}{n\omega} \operatorname{tg}(n\varphi_0) \right) \right] \right\}. \quad (3.15)$$

Правая часть выражения (3.15) есть сумма двух гармонических колебаний с частотами  $\omega_1 = n\omega$  и  $\omega_2 = \omega_0$ . Однако результирующее колебание не является гармоническим. В случае близости частот  $\omega_1$  и  $\omega_2$  колебательный процесс представляет собой биения с частотой  $\omega_B = \omega_0 - m\omega_1$ . Для уменьшения частоты биения, очевидно, необходимо наложить условие  $\omega_0 = n\omega$ , которое устанавливает связь между частотой  $\omega$  и геометрическими ( $R, h, L$ ), физическими ( $E, \sigma, \rho$ ) параметрами оболочки, а также давлением  $p$  в линейном приближении. В то же время при выполнении условия  $\omega = n\omega$  имеет место явление резонанса. Однако в реальной ситуации ввиду наличия демпфирования колебаний, которое обеспечивается конструктивными элементами упругих бочек валков-кристаллизаторов, картина поведения амплитуды колебаний оболочки в зависимости от частоты  $\omega$  будет существенно меняться. Считая, что сила сопротивления колебаниям оболочки пропорциональна скорости  $\partial\omega/\partial t$  с коэффициентом демпфирования  $\delta$ , уравнение (3.13) переписываем следующим образом:

$$\frac{d^2 f_{mn}}{dt^2} + 2\delta \frac{df_{mn}}{dt} + \omega_0^2 f_{mn} = \frac{q_{mn}}{ph} \quad (3.16)$$

при тех же нулевых начальных условиях.

Его решение, отвечающее установившимся вынужденным колебаниям оболочки, записывается в виде

$$f_{mn} = \frac{3q[1 - (-1)^m]J_n(\varphi_0)}{\pi^2 mbph} \left[ (\omega_0^2 - n^2\omega^2)^2 + 4\delta^2 n^2\omega^2 \right]^{-1/2} \sin(n\omega t + n\varphi_0 + \psi), \quad (3.17)$$

где

$$\operatorname{tg}\psi = -\frac{2\delta n\omega}{\omega_0^2 - n^2\omega^2}.$$

Отсюда следует, что при  $n\omega \ll \omega$  амплитуда из выражения (3.17) определится как

$$A_{mn} = \frac{3q[(1 - (-1)^m)]J_n(\varphi_0)}{\pi^2 mbph\omega_0^2}$$

и представляет собой статическую деформацию оболочки под действием постоянной силы  $3q[(1 - (-1)^m)]J_n(\varphi_0)/[\pi^2 mb]$ .

В случае, когда  $n\omega \gg \omega_0$ :

$$A_{mn}^{\max} = \frac{3q[(1 - (-1)^m)]J_n(\varphi_0)}{2\pi^2 mbphn^2\omega^2}.$$

Вместе с тем максимальное значение амплитуды  $A_{mn}^{\max}$  будет соответствовать циклической частоте  $\Omega = \sqrt{\omega_0^2 - 2\delta^2}$ , которая несколько меньше собственной циклической частоты  $\Omega_0 = \sqrt{\omega_0^2 - \delta^2}$ , причем

$$A_{mn}^{\max} = \frac{3q[(1 - (-1)^m)]J_n(\varphi_0)}{2\pi^2 mbph\delta\Omega_0}. \quad (3.18)$$

Из (3.18) следует, что при коэффициенте демпфирования  $\delta \rightarrow 0$  амплитуда  $A_{mn}^{\max} \rightarrow \infty$ , т. е. наблюдается резкое ее возрастание. Кроме того, резкое возрастание амплитуды вынужденных колебаний оболочки происходит также при приближении циклической частоты возмущающей силы к значению  $\Omega$ , определяемой формулой  $\Omega = \sqrt{\omega_0^2 - 2\delta^2}$ . Для сглаживания резонанса, очевидно, необходимо увеличивать коэффициент демпфирования  $\delta$ , причем при  $\delta \geq \omega_0/\sqrt{2}$  явление резонанса полностью исчезает. Однако нелинейность процесса привносит существенные изменения в характер колебаний оболочки.

Нелинейность существенно влияет на характер колебаний оболочки, что проявляется в возникновении специфических колебательных явлений типа срывов амплитуд, затягивания частот и др. [147].

Основой приближения являются нелинейные уравнения:

$$X \equiv \frac{D\Delta^2\omega}{h} - \frac{\partial^2\omega}{\partial x^2} \frac{\partial^2\Phi}{\partial y^2} - \frac{\partial^2\omega}{\partial y^2} \frac{\partial^2\Phi}{\partial x^2} + 2 \frac{\partial^2\omega}{\partial x\partial y} \frac{\partial^2\Phi}{\partial x\partial y} - \frac{1}{R} \frac{\partial^2\Phi}{\partial x^2} - \frac{q_z}{h} +$$

$$+ 2p\delta \frac{\partial\omega}{\partial t} + p \frac{\partial^2\omega}{\partial t^2} = 0; \quad (3.19)$$

$$\frac{\Delta^2\Phi}{E} = \left( \frac{\partial^2\omega}{\partial x\partial y} \right)^2 - \frac{\partial^2\omega}{\partial x^2} \frac{\partial^2\omega}{\partial y^2} - \frac{1}{R} \frac{\partial^2\omega}{\partial x^2}.$$

В уравнении (3.19) введен член, описывающий демпфирование колебаний оболочки с коэффициентом демпфирования  $\delta$ .

В отличие от линейного приближения прогиб  $\omega$  оболочки будем искать в виде [144]:

$$\omega = f_{mn}(t) \sin \alpha x \sin \beta y + \psi_{mn}(t) \sin^2 \alpha x, \quad (3.20)$$

где  $\alpha = \pi m / L$ ;  $\beta = n / R$ .

Второй член выражения (3.20) отражает несимметричность прогиба относительно срединной поверхности с преимущественным направлением к центру кривизны.

После подстановки разложения (3.20) в правую часть уравнения (3.19) находим его решение:

$$\frac{\Phi}{E} = A \sin \alpha x \sin \beta y + B \cos 2\alpha x + C \cos 2\beta y +$$

$$+ B \sin 3\alpha x \sin \beta y - p_x \frac{y^2}{2E} - p_y \frac{x^2}{2E}, \quad (3.21)$$

$$\text{где } A = \frac{\theta^2 f_{mn}}{R\beta^2(\theta^2 + 1)^2} - \frac{\theta^2}{(\theta^2 + 1)^2} f_{mn} \psi_{mn}; \quad C = \frac{\theta^2 f_{mn}^2}{32};$$

$$B = \frac{f_{mn}^2}{32\theta^2} - \frac{\psi_{mn}}{8R\alpha^2}; \quad D = \frac{\theta^2}{(9\theta^2 + 1)^2} f_{mn} \psi_{mn}; \quad p_x = -\frac{pR}{2h}; \quad p_y = -\frac{pR}{h}.$$

Составляющие  $p_x$  и  $p_y$  представляют собой внешние усилия, вызванные давлением  $p$  на днище, и боковую поверхность оболочки, соответственно, а параметр  $\theta$  определен ранее (см. линейное приближение задачи).

Для нахождения амплитуд  $f_{mn}$  и  $\theta_{mn}$  составляем уравнения, используя метод Бубнова–Галеркина [146]:

$$\int_0^1 dx \int_0^{2\pi R} dy X \sin \alpha x \sin \beta y = 0;$$

$$\int_0^1 dx \int_0^{2\pi R} dy X \sin^2 \alpha x = 0. \quad (3.22)$$

После подстановки (3.19)–(3.21) в уравнения (3.22) и вычисления интегралов получаем систему уравнений, определяющих параметры прогиба оболочки:

$$\frac{d^2 \zeta}{dt^2} + 2\delta \frac{d\zeta}{dt} + \omega_0^2 \zeta - a_1 \zeta \xi + a_2 \zeta^3 + a_3 \zeta \xi^2 = Q \sin(n\omega t + n\varphi_0);$$

$$\frac{d^2 \xi}{dt^2} + 2\delta \frac{d\xi}{dt} + \omega_0^2 \xi - \frac{1}{3} a_1 \zeta^2 + a_4 \zeta^2 \xi = \frac{4E}{3pR^2} p_y^*, \quad (3.23)$$

где

$$\omega_1^2 = \frac{4}{3} \frac{E\eta}{\pi R^2} \left[ \frac{1}{4\eta} + \theta^2 \pi_x^* \right]; \quad a_1 = \frac{2E\eta}{\pi R^2} \left[ \frac{1}{8} + \frac{\theta^4}{(1+\theta^2)^2} \right]; \quad a_2 = \frac{E\eta^2}{16\pi R^2} (1+\theta^4);$$

$$a_3 = \frac{E\eta^2}{\pi R^2} \left[ \frac{\theta^4}{(1+\theta^2)^2} + \frac{\theta^4}{(1+9\theta^2)^2} \right]; \quad a_4 = \frac{2}{3} \frac{E\eta}{\pi R^2} \left[ \frac{\theta^4}{(1+\theta^2)^2} + \frac{5}{2} \frac{\theta^4}{(1+9\theta^2)^2} \right].$$

Здесь введены обозначения:

$$\zeta = \frac{f_{mn}}{h}; \quad \xi = \frac{\Psi_{mn}}{h}; \quad Q = \frac{3q}{\pi^2 m b \rho h} [1 - (-1)^m] J_n(\varphi_0).$$

Решение системы уравнений (3.23) представляет собой большую математическую трудность. Однако можно найти приближенное решение данной системы, для чего вначале положим  $\xi = 0$ . Тогда задача сводится к решению уравнения

$$\frac{d^2 \zeta}{dt^2} + 2\delta \frac{d\zeta}{dt} + \omega_0^2 \zeta + a_2 \zeta^3 = Q \sin(n\omega t - n\varphi_0). \quad (3.24)$$

Уточненное уравнение по сравнению с (3.24) получим, определяя величину  $\xi$  из статического варианта второго уравнения системы (3.23). В этом случае можно приближенно принять:

$$\xi = \frac{4}{3} \frac{E\rho_y^*}{\rho R^2 \omega_1^2}. \quad (3.25)$$

После подстановки (3.25) в первое уравнение системы (3.23) для случая идеальной оболочки приходим к уравнению

$$\frac{d^2\zeta}{dt^2} + 2\delta \frac{d\zeta}{dt} + \omega_2\zeta + a_2\xi^3 = Q \sin(n\omega t + n\varphi_0), \quad (3.26)$$

где

$$\omega_2^2 = \omega_0^2 - \frac{4}{3} \frac{E\rho_y^* a_1}{\rho R^2 \omega_1^2} + \frac{16}{9} \frac{E^2 \rho_y^{*2} a_3}{\rho R^2 \omega_1^2}.$$

Выражения (3.24) и (3.26) представляют собой уравнения Дюффинга для вынужденных колебаний, учитывающие дополнительное затухание колебаний под действием малого демпфирования, и отличаются лишь частотой собственных колебаний  $\omega_i$  ( $i = 0, 2$ ). При исследовании этих уравнений нас будет интересовать величина амплитуды колебаний оболочки при заданной частоте внешнего возбуждения  $\omega_n = n\omega$  в установившемся режиме при основном резонансе. Тем самым задача сводится к определению периодического решения уравнений (3.24) и (3.26) с частотой  $\omega_n$ . В то же время необходимо отметить [147], что из-за нелинейного характера этих уравнений рассматриваемая оболочка может иметь периодические колебания с частотами  $\omega_n/k$  (субгармоники) и  $k\omega_n$  (ультрагармоники);  $k = 2, 3, \dots$ .

Пусть частота собственных колебаний оболочки  $\omega_i$  близка к частоте внешней силы  $\omega_n$ . Тогда решение уравнений (3.24) и (3.26) в первом приближении можно представить в виде [148]:

$$\zeta = A(t) \sin(\omega_n t + \gamma(t)). \quad (3.27)$$

При этом можно потребовать, чтобы производная  $d\zeta/dt$  имела вид:

$$dA/dt = 0; \quad d\gamma/dt = 0. \quad (3.28)$$

Для определения стационарных режимов колебаний оболочки необходимо считать, что

$$\frac{dA}{dt} = 0; \quad \frac{d\gamma}{dt} = 0. \quad (3.29)$$

Представление решения уравнений (3.24) и (3.26) в форме (3.27) вместе с условием (3.28) приводит после процедуры усреднения к выражениям для производных  $dA/dt$  и  $d\gamma/dt$ :

$$\frac{dA}{dt} = -\delta A - \frac{Q}{2\omega_n} \sin(\gamma - n\varphi_0); \quad (3.30)$$

$$\frac{d\gamma}{dt} = -\frac{\omega_n^2 - \omega_i^2}{2\omega_n} + \frac{3}{8} \frac{3a_2 A^2}{8\omega_n} - \frac{Q}{32\omega_n} - \frac{Q}{\omega_n A} \cos(\gamma - n\varphi_0).$$

Условия (3.29) вместе с выражениями (3.30) позволяют найти зависимости между амплитудой и фазой стационарных колебаний оболочек, с одной стороны, и частотой внешней силы – с другой:

$$A^2 = \frac{Q}{[v^2(A) - \omega_n^2]^2 + 4\omega_n^2 \delta^2}; \quad (3.31)$$

$$\operatorname{tg}(\gamma - n\varphi_0) = \frac{-2\omega_n \delta}{v^2(A) - \omega_n^2},$$

где  $v^2(A) = \omega_i^2 + \frac{3}{4} a_2 A^2$ .

Введем обозначения:

$$\Psi(A^2, \omega_n^2) = A^2 \{[\omega_n^2] - \omega_n^2\}^2 + 4\omega_n^2 \delta^2 - Q.$$

Тогда из условия  $\partial\Psi/\partial(\omega_n^2) = 0$  находим те значения частот внешнего воздействия  $\omega_n$ , при которых будут реализованы максимальные амплитуды вынужденных колебаний. В результате приходим к следующей зависимости:

$$(\omega_n^2)_{\max} = v^2(A) - 2\delta^2.$$

В то же время из условия  $\partial\Psi/\partial(A^2) = 0$  определяем частоты, при которых касательная к частотной характеристике  $A^2$  (3.31) принимает вертикальное положение:

$$(\omega_n^2)_{\text{гр}} = v^2(A) - 2\delta^2 + \frac{3}{4}a_2A^2 \pm \sqrt{\left(\frac{3}{4}a_2A^2 - 2\delta^2\right)^2 - 4v^2(A)\delta^2}. \quad (3.32)$$

Найденные значения граничных частот (3.32) определяют те предельные значения  $\omega_n$ , при которых нарушается устойчивость стационарных режимов. Такие величины частот существуют всегда, если только

$$\left(\frac{3}{4}a_2A^2 - 2\delta^2\right)^2 - 4v^2(A)\delta^2 \geq 0.$$

При этом при переходе частот внешнего возбуждения через значения (3.32) в оболочке будет иметь место скачкообразное изменение как ее амплитуды, так и сдвига фазы.

Амплитудно-частотную характеристику (3.31) можно представить в следующем виде:

$$\omega_n^2 = v^2(A) - 2\delta^2 \pm \sqrt{\left(\frac{Q}{A}\right)^2 - 4\delta^2v^2(A) + 4\delta^4}, \quad (3.33)$$

где граничные частоты  $(\omega_n^2)_{\text{гр}}$  определяются соотношением (3.32).

Максимальное значение амплитуды может быть найдено из (3.31) и значения частоты  $(\omega_n^2)_{\text{max}}$ .

$$\text{Будем иметь } 4\delta^2A_{\text{max}}^2(v^2 - \delta^2) - Q^2 = 0.$$

Отсюда, раскрывая скобки и учитывая  $v^2(A)$ , находим значение амплитуды  $A_{\text{max}}^2$ :

$$A_{\text{max}}^2 = \frac{2\delta^2(\delta^2 - \omega_i^2) + \sqrt{4\delta^2(\omega_i^2 - \delta^2) + 3a_2Q^2}}{3a_{2\delta}}.$$

Динамическое поведение оболочки характеризуется явлением гистерезиса, описываемого амплитудно-частотной (3.31) и фазово-частотной (3.31) характеристиками. При этом динамические гистерезисные явления как амплитуды, так и фазы связаны со свойствами неизохронности собственных колебаний оболочки и выражаются в зависимости периодов (частот) этих колебаний от амплитуды.

Полученные решения позволяют заключить, что устойчивость стационарных режимов в оболочке будет наилучшей, если отсутствуют как граничные частоты, так и максимум амплитуды.

Для этого необходимо потребовать, чтобы

$$\partial\Psi / \partial(\omega_n^2) \neq 0; \quad \partial\Psi / \partial(A^2) \neq 0.$$

Это приводит к условиям  $\Omega(A) - 2\delta^2 \leq 0$ :

$$(\Omega^2 - 2\delta^2\omega_j^2)^2 - 4\delta^2\Omega^2 \leq 0.$$

Совместное выполнение этих неравенств будет в том случае, если квадрат частоты собственных колебаний оболочки  $\omega_i^2$  связан с квадратом параметра демпфирования  $\delta^2$  соотношением  $\omega_i^2 \leq 2\sqrt{2}\delta^2$ , т. е. зона устойчивости колебаний оболочки в нелинейном случае в  $\sqrt{2}$  раз шире, чем в линейном приближении.

### **3.2. МАССОПЕРЕНОС В ПРОЦЕССЕ ПРОКАТКИ НАМОРОЖЕННОГО МЕТАЛЛА ПРИ ДВУХВАЛКОВОМ МЕТОДЕ БЫСТРОЙ ЗАКАЛКИ РАСПЛАВА**

Контактная поверхность валка и ленты в процессе двухвалковой быстрой закалки расплава представляет весьма сложную систему, геометрия и структура которых зависят от целого ряда факторов. В процессе взаимодействия намороженного металла с поверхностью валка-кристаллизатора и последующей его прокаткой происходит изменение их геометрических и структурных параметров. Молекулярно-гладкая поверхность расплава под действием поверхностного натяжения вследствие зарождения центров кристаллизации, фазовых превращений при кристаллизации, роста кристаллов и их взаимного взаимодействия, а также их взаимодействия с расплавом, который не успел закристаллизоваться, претерпевает кардинальное изменение и становится рельефной, шероховатой.

Изменение топографии поверхности ленты во времени в дальнейшем обуславливается ее взаимодействием с шероховатой поверхностью валка-кристаллизатора при последующей прокатке. В этом случае шероховатость ленты определяется шероховатостью поверхности валков и коэффициентом отпечатываемости, при этом поверхность валка подвержена явлению износа вследствие наличия эффекта опережения при прокатке, а также фазовыми превращениями в металле ленты, которые могут протекать при охлаждении.



На рис. 3.3 представлены зависимости влияния шероховатости валка на шероховатость ленты и коэффициент отпечатываемости валка на ленте [149]. Здесь коэффициент отпечатываемости есть отношение  $Ra$  ленты к  $Ra$  валка.

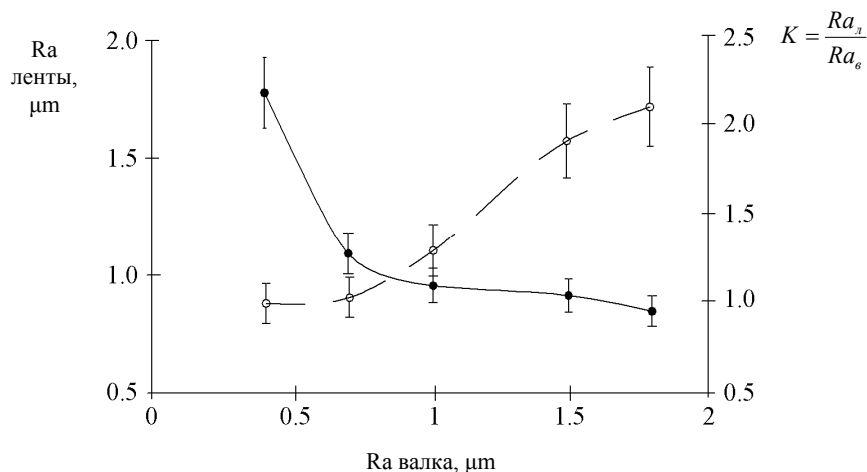


Рис. 3.3. Влияние шероховатости валка на шероховатость ленты и коэффициент отпечатываемости валка на ленте

Можно видеть, что с ростом  $Ra$  валка коэффициент отпечатываемости увеличивается. С увеличением удельного давления шероховатость ленты уменьшается и приближается к шероховатости валка (рис. 3.4). Этот эффект связан с наличием шероховатости ленты, созданной дендритами. При гладкой поверхности валка профиль дендритов на поверхности ленты достаточно грубый и влияние шероховатости валка незначительно.

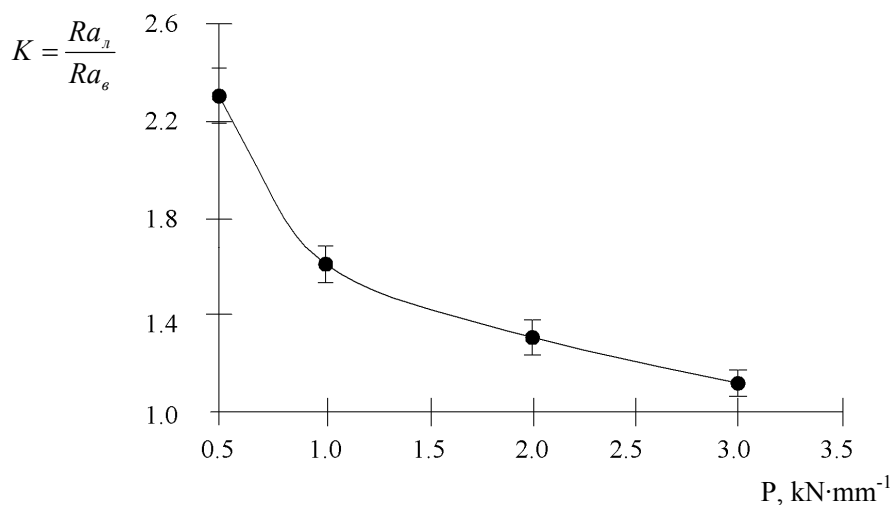


Рис. 3.4. Зависимость коэффициента отпечатываемости валка на ленте от давления при постоянной шероховатости

При увеличении шероховатости валка, соизмеримой с шероховатостью поверхности рельефа дендритов, шероховатость валка начинает отпечатываться на поверхности ленты.

При взаимодействии реальных поверхностей последние характеризуются погрешностью формы и шероховатостью. Последняя образуется на валке при обработке его поверхности периодическим воздействием абразивного круга различной зернистости. Причем к источникам шероховатости первого порядка относится инструмент, характер относительного движения и др. Разнородность свойств кристаллитов, наличие или образование различных фаз и включений, разориентированность кристаллографических плоскостей дендритов создают шероховатость следующих порядков.

Как отмечается в работе [150], атомно-молекулярное строение вещества также предопределяет возникновение определенных видов шероховатости – кристаллографической шероховатости. У твердых тел молекулярно-гладкую поверхность имеют сингулярные поверхности, у которых кристаллографические плоскости с малыми индексами совпадают с поверхностью тела. Такие поверхности не образуют ступенек при нагреве вплоть до температуры плавления. Несовпадение кристаллографических плоскостей с номинальной поверхностью тела дает сильно- и малоразориентированные поверхности, которые требуют больших давлений при сближении тел по сравнению с сингулярными поверхностями.

На площадках фактического контакта при взаимодействии шероховатых поверхностей развиваются высокие удельные давления, которые приводят к их взаимному внедрению и сдвигу неровностей в зависимости от прочностных характеристик материалов. Вследствие разной величины  $h_i$ , которая характеризует высоту микронеровностей на поверхности, глубина очагов деформации на локальных участках взаимодействия тел будет также различной. Топография контактирующих поверхностей, их механические свойства и адгезионная совместимость определяют характер фрикционных связей взаимодействующих тел [150].

Расчет фактической поверхности контакта основывается на моделировании шероховатостей поверхностей сферическими элементами [151]–[153], которые находятся во взаимодействии. Это позволяет связать теорию с реальными параметрами шероховатости взаимодействующих тел.

Каждому уровню высоты шероховатостей  $h_i / h_{\max}$  соответствует определенная доля поверхности  $F_i = \sum \frac{l_i}{L}$ , где  $h_{\max}$  – максимальная высота микронеровностей;  $l_i$ ,  $L$  – фактическая и номинальная длина контакта.

Относительная фактическая поверхность контакта может быть аппроксимирована синусоидой  $n$ -й степени, что позволяет учесть нарастание поверхности в процессе прокатки намороженной корки металла [154]:

$$F_i = 1 - \sin^n \left[ \frac{\pi}{2} [1 - \delta_i] \right], \quad (3.34)$$

где  $\delta_i$  – относительное сближение поверхностей;  $n$  – параметр опорной поверхности ( $n = 2$  для симметричной кривой).

По мере сближения за счет смещаемых объемов опорная поверхность  $F_i$  получает приращение  $\Delta F_i$  и новое геометрическое место точек опорной поверхности с учетом смятия гребешков запишется [150]:

$$F_i = 2 \left[ 1 - \sin^n \left[ \frac{\pi}{2} (1 - \delta_i) \right] \right] \leq 1. \quad (3.35)$$

Из неравенства (3.35) следует, что реальный контакт твердых тел от начала соприкосновения по вершинам шероховатости до насыщения контактной поверхности при  $F_i \rightarrow 1$  составляет некоторую часть от  $h_{\max}$  в соответствии с выражением (3.34).

При двумерном представлении влияния профиля безразмерная опорная поверхность в соответствии с выражениями (3.34) и (3.35) находится следующим образом:

$$F_{\text{оп}_i} = (F_i)_{\text{поперечная}} (F_i)_{\text{продольная}}. \quad (3.36)$$

Процесс трения оказывает влияние на топографию поверхности. Пластическая деформация кристаллического тела развивается по определенным кристаллографическим плоскостям и направлениям. Образующаяся при этом текстура деформации приводит к трансформации шероховатостей как за счет формоизменения и разрушения вещества, так и за счет поворота кристаллографических плоскостей. Это может предопределить образование сингулярных поверхностей с малой свободной поверхностной энергией.

### 3.2.1. Трение при скольжении шероховатых поверхностей

При контакте двух тел могут иметь место следующие варианты прохождения процесса трения [151]:

1. Номинальная площадь контакта соответствует номинальным размерам сопрягаемых деталей.

2. Контурная площадь контакта – сумма площадок, ограниченных контурами, и в которые вписаны области с близлежащими площадками фактического контакта.

3. Фактическая площадь контакта, равная сумме малых физических областей взаимодействия внутри контурных площадок.

В каждом плане действительного контакта во взаимодействие приходят все поверхностные атомы сопряженных тел. Реальные поверхности всегда имеют определенную шероховатость, которая может быть оценена параметрами  $Ra$  и  $S_m$ . Контурные площадки соприкосновения твердых тел определяются данными параметрами. По мере увеличения сжимающих усилий увеличивается сближение контактных поверхностей. В контакт вступают все новые микровыступы, которые деформируются упруго и пластически. Пластическая деформация микронеровностей и их взаимное внедрение начинается при давлении на контакте в пределах  $\sim 3k$ , где  $k$  – сопротивление деформации материала в контактной зоне. Несмотря на малую величину упругого сближения шероховатых поверхностей, по сравнению с пластическим данный процесс прямо связан с явлениями упругости. На начальной стадии деформирования вначале пластически деформируются наиболее выступающие неровности, которые упруго оседают, а пластической деформации подвергаются новые выступы. В некоторый момент начинается общая пластическая деформация всей контактной поверхности.

В случае сопряжения двух различных металлов площадь фактического контакта определяется свойствами более мягкого тела и геометрией поверхности более твердого тела. При соприкосновении расплава с поверхностью диска-кристаллизатора его окончательная форма и размеры могут быть предсказаны с точки зрения поверхностной энергии вещества. Для твердых тел формирование контакта в состоянии равновесия определяется, с одной стороны, распределением упругих сил, а с другой – наличием поверхностных сил, связанных с поверхностной энергией тел [154].

В процессе скольжения шероховатых поверхностей двух тел (валок-лента) имеет место наличие силы трения и процесса поверхностного разрушения, что выражается износом сопрягаемых поверхностей (в частности, поверхности валка-кристаллизатора). Работа сил трения представляет собой сумму работ пластической деформации, гистерезисных потерь упругой деформации и работы диспергирования. Последняя работа, как правило, пренебрежительно мала по сравнению с работой деформации. Преобладающей является сумма двух первых [151]. Считается, что шероховатость более твердого тела представляется в виде консольной балки прямоугольного сечения, для которой энергия упругой деформации находится из выражения [156], [157]:

$$W = \frac{1}{2EI} \int_0^l M^2(x) dx = \frac{V\sigma^2}{36E} = \frac{T^2 l^3}{6EI},$$

где  $E$  – модуль упругости 1-го рода;  $I$  – момент инерции сечения;  $M(x)$  – изгибающий момент;  $V$  – объем отделяемой части балки («гребешка»);  $\sigma$  – максимальное напряжение в защемлении балки, которое пропорционально нагрузке  $T$  на конце консоли;  $l$  – длина балки.

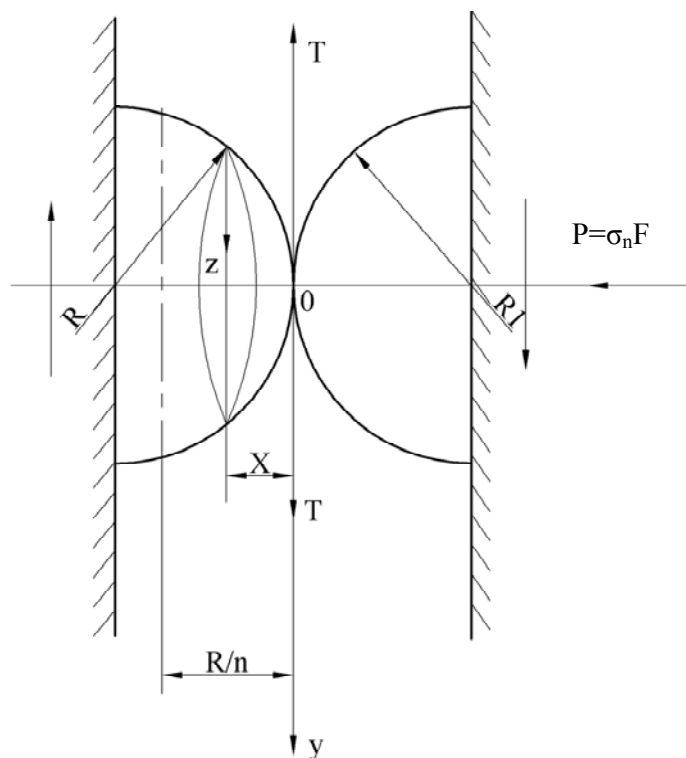


Рис. 3.5. Контакт шероховатостей в виде сферических сегментов [155]

В общем случае шероховатость контактирующих тел можно представить в виде сегментов с радиусом  $R$  и высотой  $R/n$  ( $n > 1$ ), которые находятся во взаимном контакте, и имеет место их относительное смещение (рис. 3.5). Прогиб в точке  $O$  обуславливается наличием изгибающих моментов и поперечных сил. Для сечения с координатой  $x$  можно записать уравнение для нахождения величины прогиба [155]:

$$EI \frac{d^2 y}{dx^2} = M(x), \quad (3.37)$$

$M(x) = -Tx$  – изгибающий момент;  $I(x)$  – момент инерции сечения;  $z$  – радиус шарового сегмента, определяемого из уравнения  $z^2 + (R-x)^2 = R^2$ .

С учетом данного уравнения момент инерции равен  $I(x) = \frac{\pi}{4} x^2 (2R-x)^2$ . Тогда уравнение (3.37) запишется в виде

$$\frac{d^2 y}{dx^2} = -\frac{4T}{\pi E x (2R-x)^2}. \quad (3.38)$$

Решение уравнения (3.38) позволяет определить прогиб «гребешка» под действием изгибающего момента [155]:

$$y = \frac{T}{\pi ER} \left[ 2 - \frac{(2R-x) \ln(2R-x)}{R} - \frac{x \ln x}{R} + 2 \ln(2R-x) \right] + \\ + \frac{T}{\pi ER^2} \left[ \frac{2n}{2n-1} - \ln(2n-1) \right] x - \frac{4Tn}{\pi ER(2n-1)}. \quad (3.39)$$

Общий максимальный прогиб балки длиной  $R/n$  находится из выражения

$$y = -\frac{1,09}{2n-1} \frac{T}{ER}. \quad (3.40)$$

Здесь сила  $T = \mu_c \mu_\tau \sigma_n F_\phi$ , где  $\mu_c$ ,  $\mu_\tau$  – коэффициенты сухого и пластического трения, соответственно;  $\sigma_n$  – величина нормального напряжения на фактическом пятне контакта «гребешков» шероховатости площадью  $F_\phi$ .

### 3.2.2. Закон трения для фактического контакта шероховатых поверхностей

В процессе взаимодействия шероховатых поверхностей твердых тел происходит истечение металла в сужающиеся щели между «гребешками». Количество таких щелей можно найти, исходя из следующих соображений. При двухвалковой закалке расплава длина валка равна  $L_b$ , а среднее расстояние между микровыступами –  $S_m$ , тогда число щелей, куда истекает металл, равно  $m = \frac{L_b}{S_m}$ . На рис. 3.6 пред-

ставлена схема вдавливания шероховатой поверхности валка в замороженную корку металла. Здесь будем рассматривать связь фактической поверхности контакта с уровнем нагрузки в предположении отсутствия влияния касательной нагрузки  $T$  на фактическую поверхность контакта, которая была рассмотрена в предыдущем параграфе.

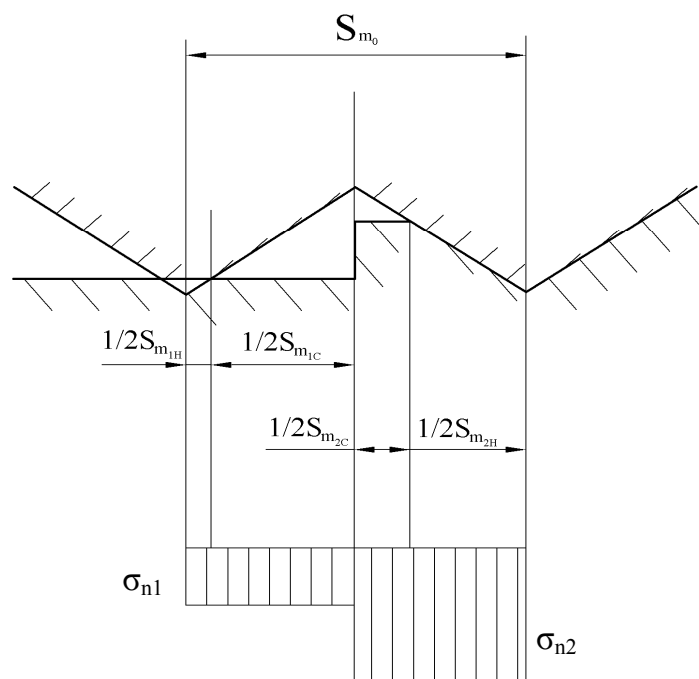


Рис. 3.6. Вдавливание шероховатой поверхности валка в замороженную корку металла

Ширина щели определяется средним расстоянием между микровыступами  $S_m$  валка (рис. 3.6). Величина  $S_{m_{ic}}$  – ширина свободной поверхности металла, которая изменяется от начального значения  $S_{m_{ic}}$  до конечного  $S_{m_{2c}}$ . Здесь  $S_{m_{1h}}$  и  $S_{m_{2h}}$  – поверхность контакта на началь-

ной и конечной стадии нагружения. В соответствии с работой [158] нормальное для истечения металла напряжение равно:

$$\sigma_n = \beta \sigma_s \ln \frac{S_{m_0}}{S_{m_0} - S_{m_{ih}}}, \quad (3.41)$$

где  $\sigma_s$  – предел текучести металла;  $\beta$  – коэффициент Лодэ.

В случае плоской задачи величина  $\beta \sigma_s = 1,15 \sigma_s = 2k$ , где  $k$  – сопротивление сдвигу намораживаемого металла.

Величину нормального напряжения при истечении замороженного металла в плоскую щель найдем следующим образом. Пусть удельное усилие сжатия валков при прокатке равно  $P$ . Тогда усилие, приходящееся на одну щель, составляет  $P_m = \frac{PS_{m_0}}{L_B}$ . Номинальная площадь контакта при сжатии металла валками при истечении его в щель определяется как  $F_{m_h} = S_{m_0} R \varphi_2$ , где  $R$  – радиус валка;  $\varphi_2$  – угол, соответствующий концу процесса кристаллизации расплава и началу его прокатки. Из рис. 2.3 § 2.3 следует, что  $\varphi_2 = \arcsin \frac{y_2}{(R+z)}$ , где  $y_2$  – абсцисса конца зоны затвердевания;  $z$  – половина толщины корки замороженного металла. В § 2.3 была найдена абсцисса конца зоны затвердевания:

$$y_2 = \sqrt{\left[ \frac{1}{2B_2(\omega+1)} \arcsin\left(\frac{y_1}{R}\right) + R \right]^2 - R^2}, \quad (3.42)$$

где  $B_2$  – коэффициент, зависящий от теплофизических свойств расплава и условий теплообмена;  $\omega$  – угловая скорость валков;  $y_1$  – абсцисса конца зоны отвода тепла перегрева.

Координата  $y_1$  конца зоны отвода тепла перегрева найдена ранее и равна:

$$y_1 = R \sin \left[ \frac{C_p \rho f(R, y_0) \omega}{2\alpha} \ln \frac{T_{кр} - T_0}{T_1 - T_0} + \arcsin \frac{y_0}{R} \right], \quad (3.43)$$

где  $C_p$ ,  $\rho$  – удельная теплоемкость и плотность расплава;

$f(R, y_0) = 2R \left( 1 - \sqrt{1 - \left( \frac{y_0}{R} \right)^2} \right) + 1$ ;  $y_0$  – координата зеркала расплава;



$\alpha$  – коэффициент теплопередачи между расплавом и валком;  $T_{кр}$ ,  $T_1$ ,  $T_0$  – температура кристаллизации металла, температура металла в момент заливки и температура валка-кристаллизатора, соответственно.

Величина коэффициента  $B_2$  находится из выражения

$$B_2 = \frac{C_{pk} \rho_k}{2\lambda_k n} \left( L + \frac{1}{n+1} \right), \quad (3.44)$$

где  $C_{pk}$ ,  $\rho_k$ ,  $\lambda_k$  – удельная теплоемкость, плотность и коэффициент теплопроводности замороженной корки металла, соответственно;  $n$  – безразмерный параметр, зависящий от свойств расплава и имеющий смысл показателя степени для кривой распределения температуры в затвердевшей корке;  $L = \frac{\rho_1}{C_{pk} (T_{кр} - T_0)}$ ;  $\rho_1$  – удельная теплота кристаллизации металла.

На рис. 3.7–3.9 представлены расчетные зависимости абсциссы  $y_2$ , концы зоны затвердевания расплава в зависимости от основных технологических параметров процесса двухвалкового метода непрерывного литья тонкой полосы (скорости вращения валка-кристаллизатора, температуры перегрева и радиуса валка).

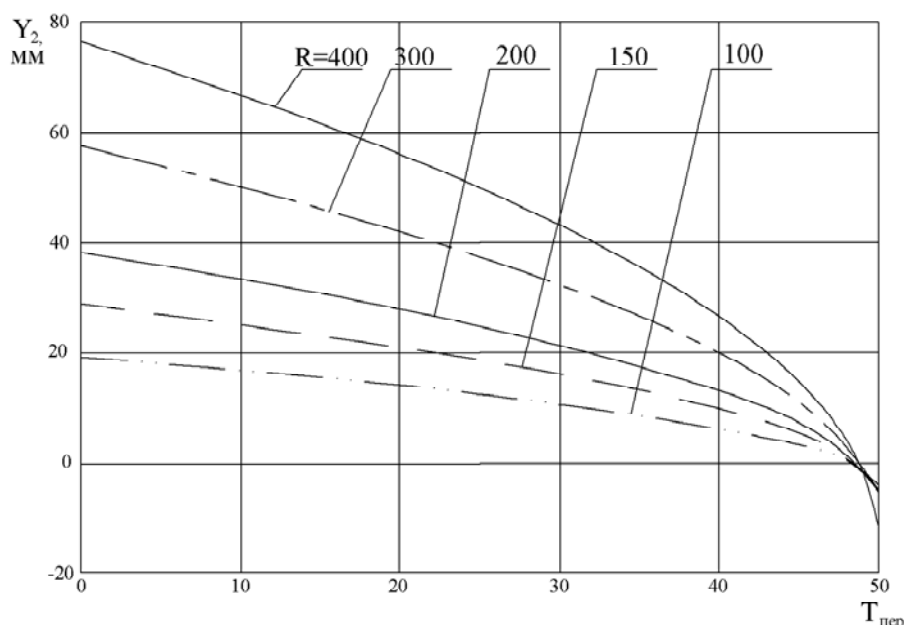
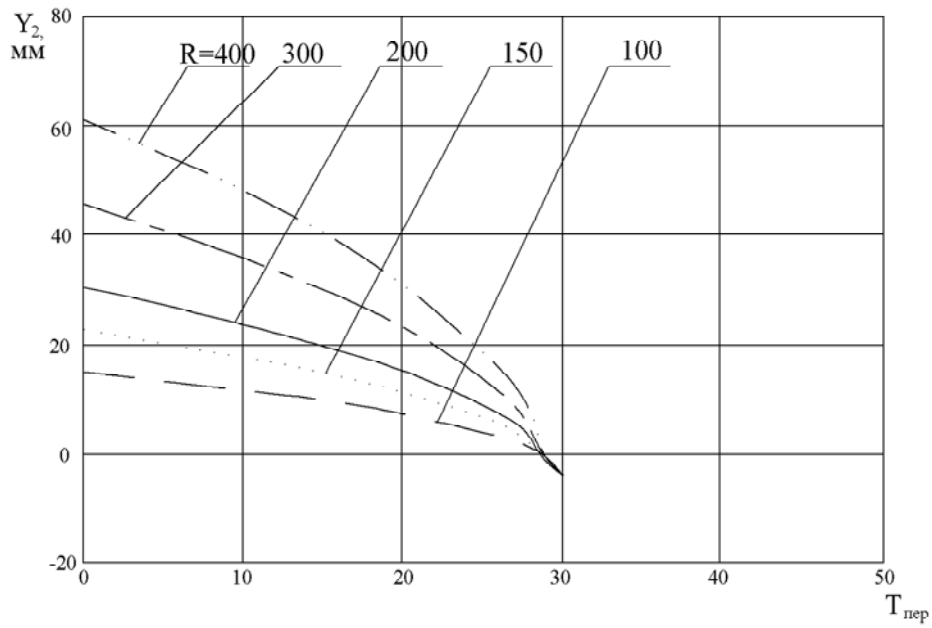
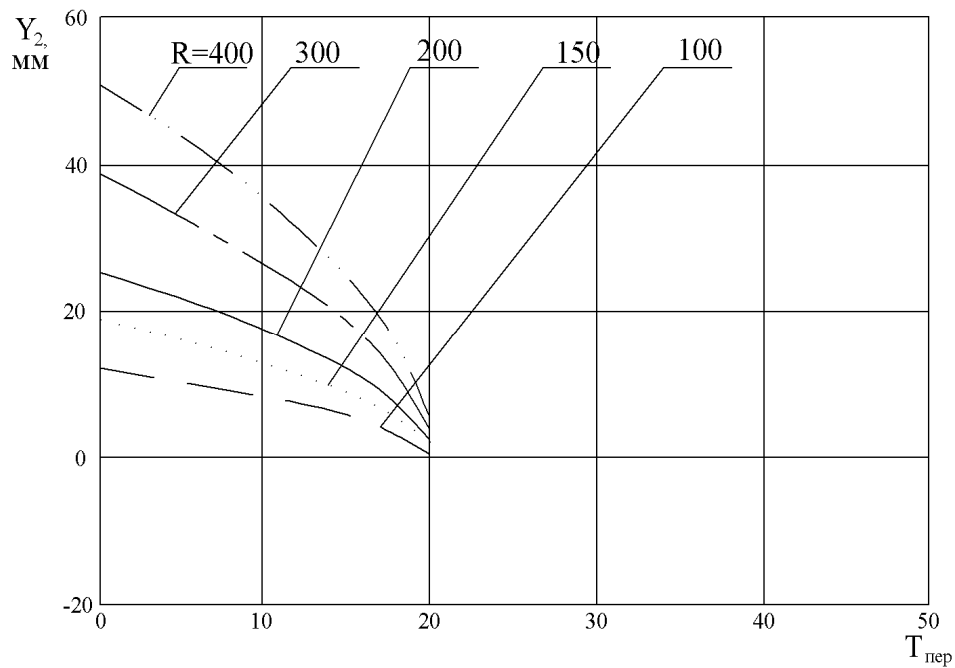


Рис. 3.7. Зависимость высоты точки смыкания от температуры перегрева расплава:  
 $V = 3$  м/с;  $S_{m_0} = 50$  мкм



*Рис. 3.8.* Зависимость высоты точки смыкания от температуры перегрева расплава:  
 $V = 5 \text{ м/с}; S_{m_0} = 50 \text{ мкм}$



*Рис. 3.9.* Зависимость высоты точки смыкания от температуры перегрева расплава:  
 $V = 7 \text{ м/с}; S_{m_0} = 50 \text{ мкм}$

Можно видеть, что при фиксированной температуре перегрева  $T_{\text{пер}}$  рост скорости вращения валков-кристаллизаторов ведет к уменьшению координаты  $y_2$ . Следует заметить, что рост скорости вращения валков приводит к ограничению температуры перегрева расплава с точки зрения провисания ванны расплава за осевую линию валков. Так, при скорости 3 м/с температура перегрева не должна превышать 48 °С, тогда как при скорости 7 м/с эта величина составляет 20 °С.

Таким образом, номинальная площадь контакта при прокатке намороженной корки при его течении в щель при двухвалковом методе быстрой закалки расплава с учетом указанного определяется следующим образом:

$$F_{m_h} = S_{m_0} R \arcsin \left\{ \frac{1}{R+z} \sqrt{\left[ \frac{1}{2B_2(\omega+1)} \arcsin\left(\frac{y_1}{R}\right) + R \right]^2 - R^2} \right\}, \quad (3.45)$$

где  $z = \frac{h_k + \Delta h}{2}$  – половина толщины корки намороженного металла;  $h_k$  – конечная толщина получаемой ленты;  $\Delta h$  – величина абсолютно-го обжатия намороженной корки металла:

$$\Delta h = \frac{\left[ \frac{1}{2B_2(\omega+1)} \arcsin\left(\frac{y_1}{R}\right) + R \right]^2 - R^2}{R}.$$

Окончательно для одной щели при истечении в нее намороженного металла корки при прокатке находим величину нормального напряжения:

$$\sigma_n = \frac{P_m}{F_{h_m}} = \frac{PS_{m_0}}{F_{h_m} L_B}. \quad (3.46)$$

Величина  $F_{h_m}$  определяется из выражения (3.45).

Из уравнения (3.41) следует, что

$$\frac{S_{m_h}}{S_{m_0}} = 1 - \exp\left(-\frac{\sigma_n}{2k}\right) = 1 - \exp\left(-\frac{PS_{m_0}}{L_B F_{m_h} 2k}\right). \quad (3.47)$$

Отсюда поверхность контакта на конечной стадии нагружения металла при его истечении в щель, образованную «гребешками» шероховатости, равна:

$$S_{m_h} = S_{m_0} \left( 1 - \exp \left( - \frac{PS_{m_0}}{L_B F_{m_h} 2k} \right) \right) \times \\ \times \left[ R \arcsin \left\{ \frac{1}{R+z} \sqrt{\left[ \frac{1}{2B_2(\omega+1)} \arcsin \left( \frac{y_1}{R} \right) + R \right]^2 - R^2} \right\} \right].$$

На рис. 3.6 показаны два уровня нагрузки  $\sigma_{n1}$  и  $\sigma_{n2}$  с размерами, характеризующими свободную поверхность и проекции фактической поверхности контакта на номинальную.

Среднее сдвигающее напряжение на контакте при предельных условиях трения:

$$\tau_k = k \left( 1 - \exp \left( - \frac{PS_{m_0}}{L_B F_{m_h} 2k} \right) \right). \quad (3.48)$$

Анализ выражения (3.55) показывает, что в изотермических условиях деформирования на начальных ее стадиях сила трения не может достичь максимального значения из-за отсутствия сплошного контакта на поверхности соприкосновения. При  $\frac{PS_{m_0}}{F_{m_h} 2k} \rightarrow \infty$  контактная поверхность стремится к насыщению, т. е.  $\frac{S_{m_h}}{S_{m_0}} \rightarrow 1$ .

На рис. 3.10–3.12 показаны зависимости поверхности контакта замороженного слоя металла на конечной стадии его нагружения при истечении металла в щель, образованную «гребешком» шероховатости, от усилия сжатия валков-кристаллизаторов при заданных технологических параметрах и пределе текучести корочки металла. Увеличение усилия сжатия ведет при прочих равных условиях к росту величины  $S_{m_h}$ , причем соотношение  $S_{m_h} / F_{m_h}$  увеличивается по мере увеличения скорости вращения валков (рис. 3.13). Контактная поверхность стремится к насыщению, а величина  $\Delta F_{m_h}$  резко уменьшается (рис. 3.14–3.16).

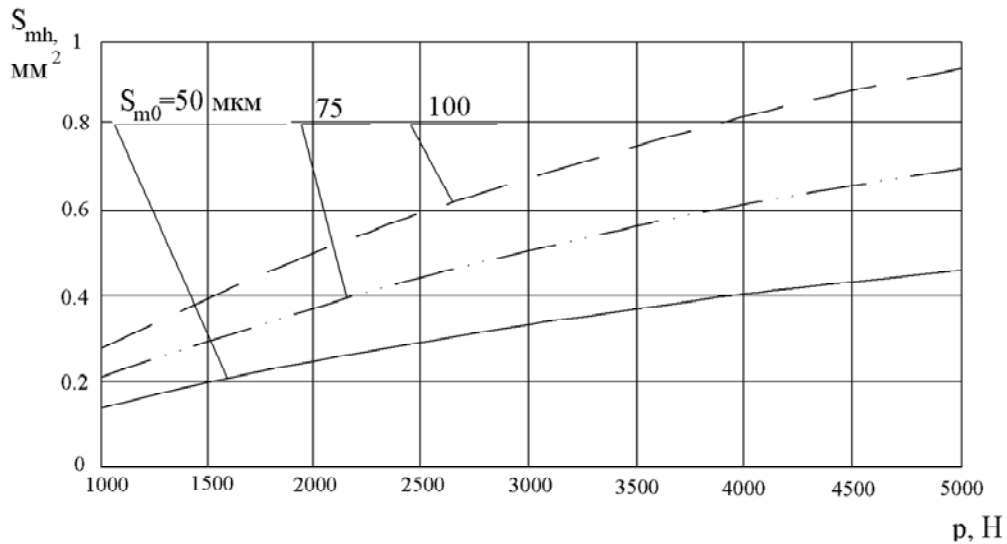


Рис. 3.10. Влияние усилия сжатия валков  $P$  на фактическую площадь контакта  $S_{mh}$  при радиусе валка  $R = 200$  мм; скорости прокатки  $V = 3$  м/с; температуре перегрева  $T_{пер} = 30$  °С; сопротивлении деформации металла  $\sigma_s = 280$  МПа; начальной шероховатости поверхности валка  $S_{m_0}$

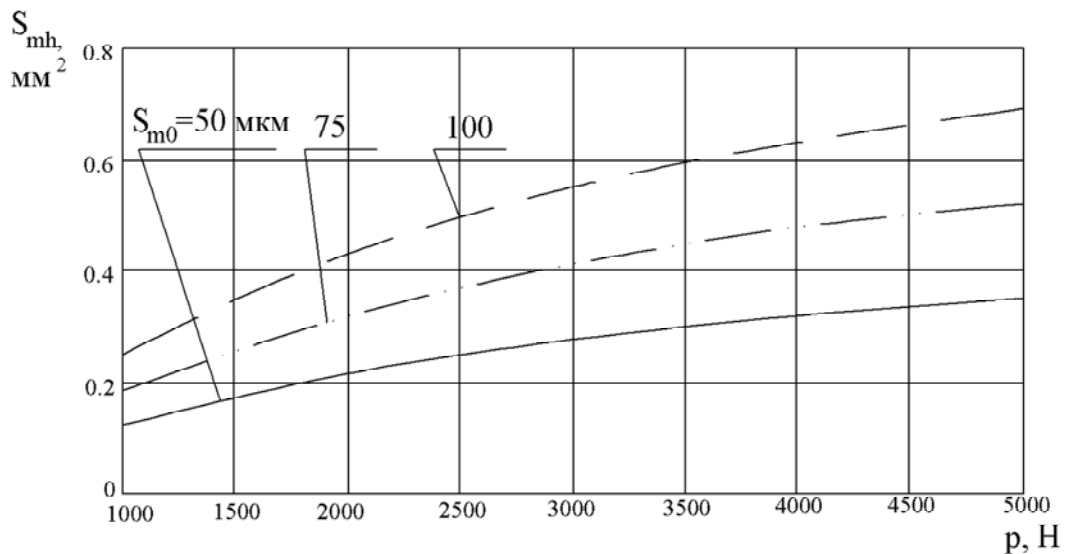


Рис. 3.11. Влияние усилия сжатия валков  $P$  на фактическую площадь контакта  $S_{mh}$  при радиусе валка  $R = 200$  мм; скорости прокатки  $V = 4$  м/с; температуре перегрева  $T_{пер} = 30$  °С; сопротивлении деформации металла  $\sigma_s = 280$  МПа; начальной шероховатости поверхности валка  $S_{m_0}$

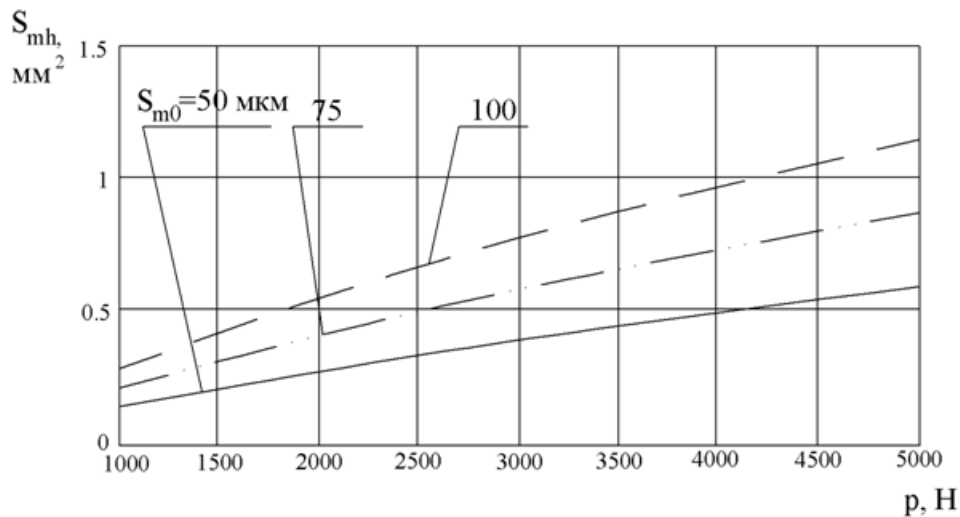


Рис. 3.12. Влияние усилия сжатия валков  $P$  на фактическую площадь контакта  $S_{mh}$  при радиусе валка  $R = 200$  мм; скорости прокатки  $V = 2$  м/с; температуре перегрева  $T_{пер} = 30$  °С; сопротивлению деформации металла прокатки  $\sigma_s = 280$  МПа; начальной шероховатости поверхности валка  $S_{m_0}$

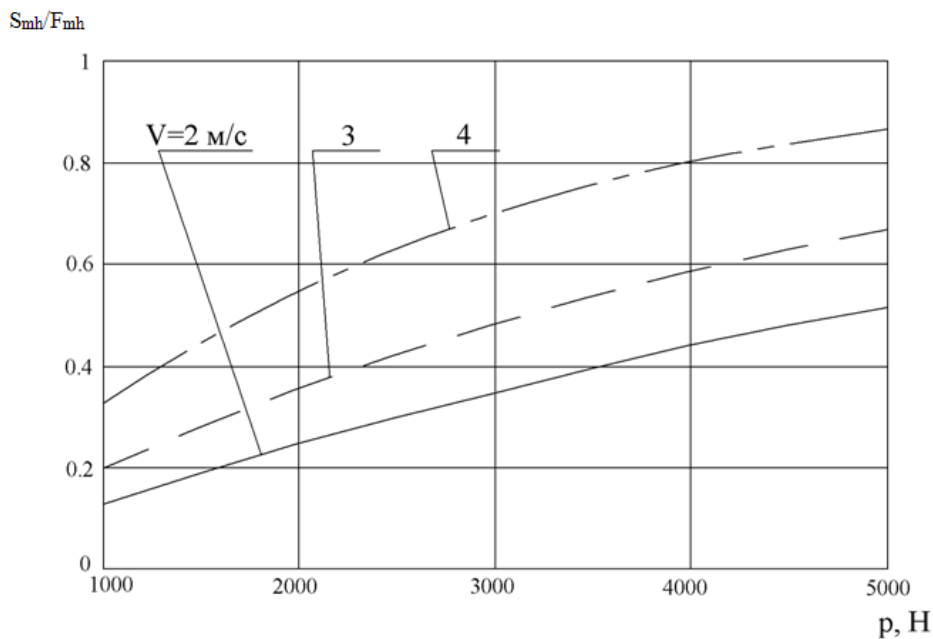


Рис. 3.13. Зависимость соотношения  $S_{mh} / F_{mh}$  от усилия валков  $P$  при радиусе валка  $R = 200$  мм; начальной шероховатости  $S_m = 50$  мкм; температуре  $T_{пер} = 30$  °С; скорости прокатки  $V$ ; сопротивлению деформации металла прокатки  $\sigma_s = 280$  МПа

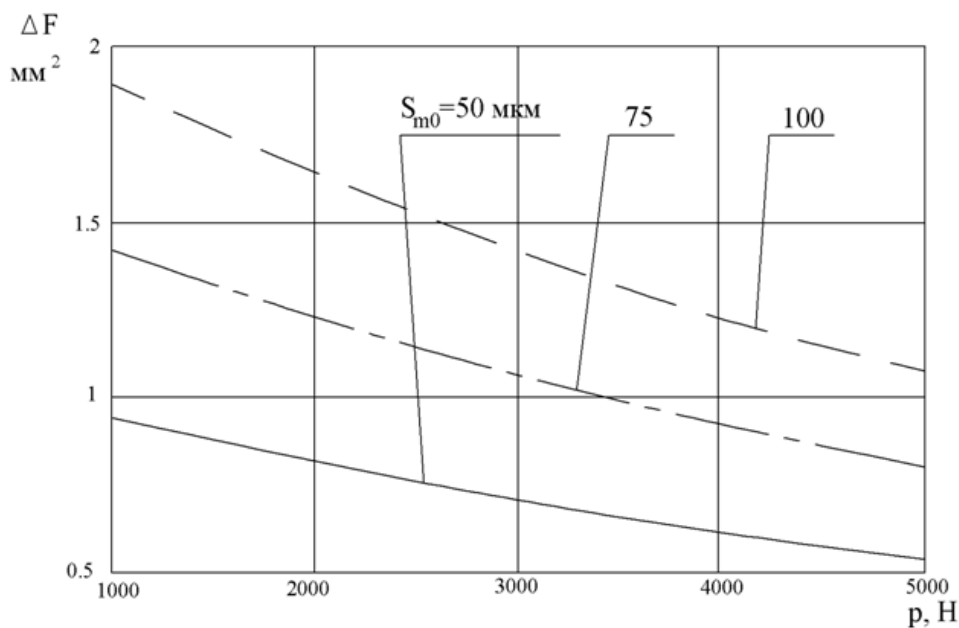


Рис. 3.14. Влияние усилия сжатия валков  $P$  на величину  $\Delta F = F_{m_h} - S_{m_h}$  при радиусе валка  $R = 200$  мм; начальной шероховатости поверхности валка  $S_{m_0} = 50$  мкм; температуре перегрева  $T_{пер} = 30$  °С; скорости прокатки  $V = 2$  м/с; сопротивлению деформации металла  $\sigma_s = 280$  Мпа

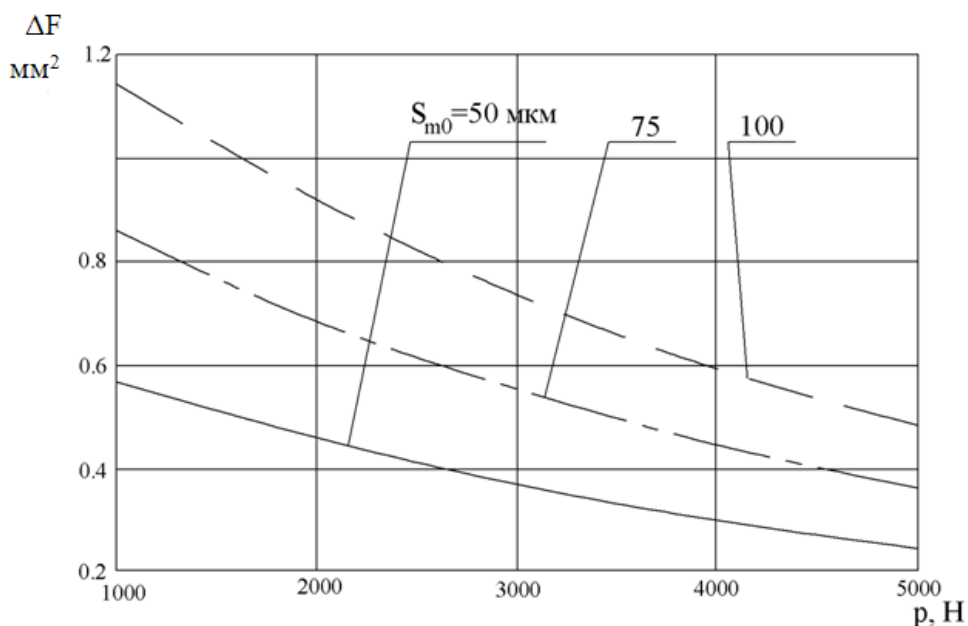
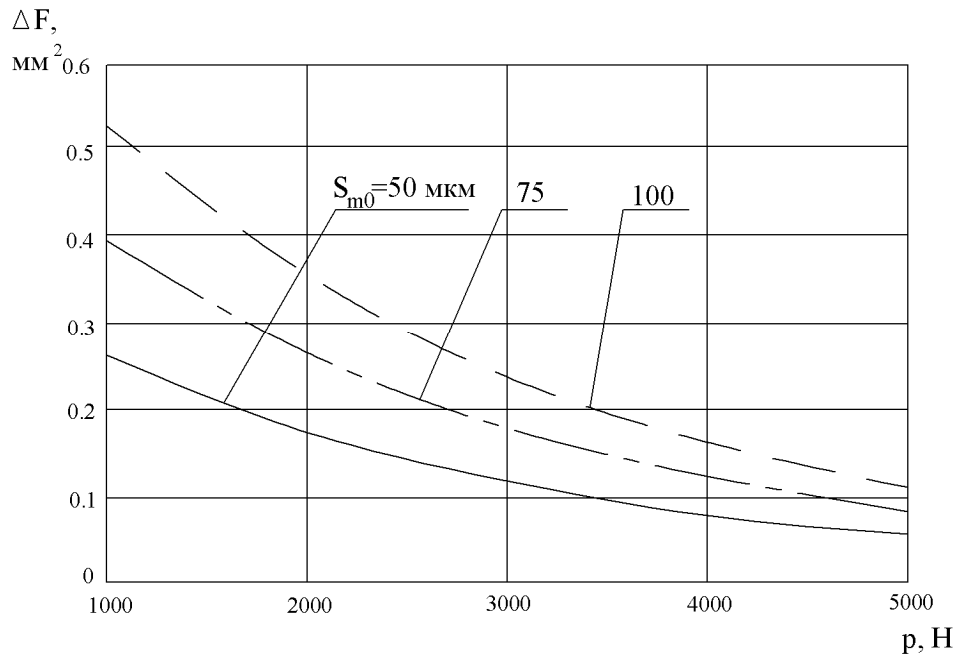


Рис. 3.15. Влияние усилия сжатия валков  $P$  на величину  $\Delta F = F_{m_h} - S_{m_h}$  при радиусе валка  $R = 200$  мм; начальной шероховатости поверхности валка  $S_{m_0} = 50$  мкм; температуре перегрева  $T_{пер} = 30$  °С; скорости прокатки  $V = 3$  м/с; сопротивлению деформации металла  $\sigma_s = 280$  МПа



*Рис. 3.16.* Влияние усилия сжатия валков  $P$  на величину  $\Delta F = F_{m_h} - S_{m_h}$  при радиусе валка  $R = 200$  мм; начальной шероховатости поверхности валка  $S_{m_0} = 50$  мкм; температуре перегрева  $T_{\text{пер}} = 30$  °С; скорости прокатки  $V = 4$  м/с; сопротивлении деформации металла  $\sigma_s = 280$  МПа

Следует заметить, что на величину  $S_{m_h}$  и  $F_{m_h}$  сильное влияние оказывает шероховатость валка  $S_{m_0}$ . С уменьшением  $S_{m_0}$  данные величины стремятся, соответственно, к насыщению и к нулю. Это говорит о необходимости тщательной подготовки поверхности валков для осуществления процесса двухвалковой быстрой закалки расплава при получении качественной тонкой полосы.

### ***3.2.3. Контактные напряжения на локальных площадках контакта шероховатых поверхностей***

Для описания контактного взаимодействия твердых тел с шероховатой поверхностью необходимо использовать теорию контактных напряжений, которая базируется на законах упругости, вязкого и пластического деформирования [159]–[161].

Рассмотрим напряженное состояние «гребешка» шероховатости при его нагружении на некоторой ширине равномерно распределенными нормальными напряжениями (рис. 3.17) [163].



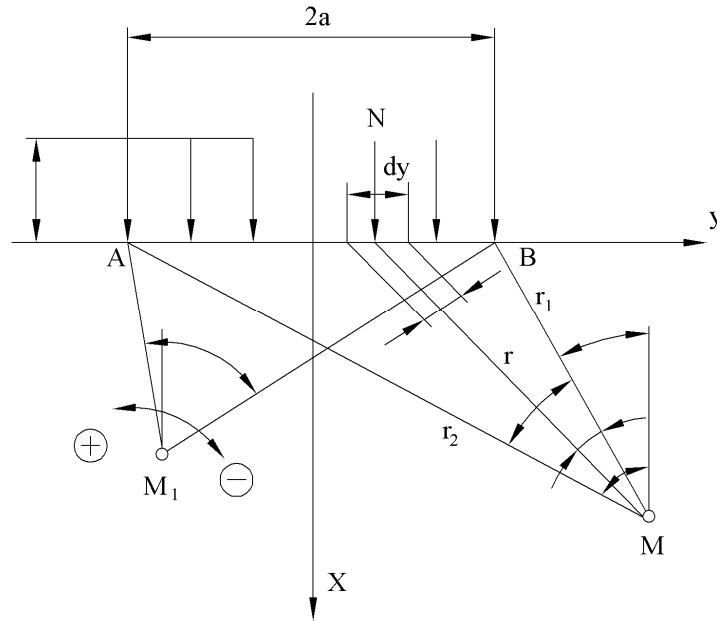


Рис. 3.17. Схема нагружения «гребешка» шероховатости равномерной нормальной нагрузкой [163]

Элементарная нормальная сила:

$$dN = \sigma_n dy = \sigma_n r \frac{d\theta}{\cos \theta}.$$

В соответствии с данными работы [162], [164] имеем следующее распределение напряжений от действия сосредоточенной нормальной нагрузки  $N$ :

$$\sigma_x = -\frac{\sigma_n}{2\pi} [2(\theta_2 - \theta_1) + (\sin 2\theta_2 - \sin 2\theta_1)];$$

$$\sigma_y = -\frac{\sigma_n}{2\pi} [2(\theta_2 - \theta_1) + (\sin 2\theta_2 - \sin 2\theta_1)];$$

$$\tau_{xy} = -\frac{\sigma_n}{2\pi} (\cos 2\theta_1 - \cos 2\theta_2). \quad (3.49)$$

Из соотношений (3.49) можно видеть, что траектории главных нормальных напряжений представляют собой семейство софокусных гипербол и эллипсоидов, а линии максимальных сдвигающих напряжений – окружности диаметром  $d$  с общей хордой  $AB$ . Пластическая деформация площадки контакта наступает в момент достижения  $\tau_{\max}$  предельной величины сопротивления материала сдвигу  $k$ . В пределах

нагруженной зоны вертикальные перемещения точек контактной поверхности определяются следующим образом (рис. 3.18).

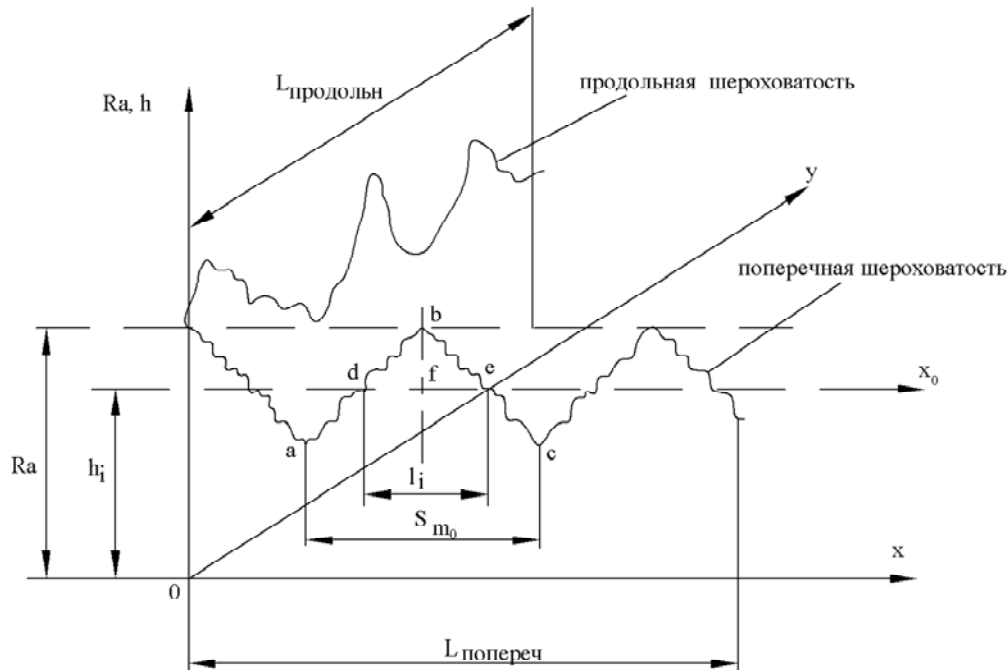


Рис. 3.18. Схема к определению вертикальных перемещений шероховатой поверхности при ее нагружении

Поперечная шероховатость поверхности ленты представляется в виде равнобедренного треугольника высотой  $Ra_{\max}$  и длиной основания  $S_{m_0}$  (см. рис. 3.18). Делается следующее допущение: контактная поверхность между валком и поверхностью ленты определяется как средняя линия треугольника  $abc$ , построенного на основании профилограммы поверхности ленты в процессе ее охлаждения, т. е.  $l_i = S_{m_0} / 2$ . Это следует из подобия треугольников  $abc$  и  $dbe$ . Тогда вертикальные перемещения точек контактной поверхности равны:

$$Ra = \frac{2\sigma_n}{\pi E} \left[ (2l_i - x_{0i}) \ln \frac{d}{2l_i - x_{0i}} + x_{0i} \ln \frac{d}{x_{0i}} \right] + 2\sigma x_{0i} \left( \frac{1-\nu}{\pi E} \right), \quad (3.50)$$

где  $x_{0i}$  – координата точек зоны контакта в пределах линии  $fe$  (см. рис. 3.18);  $d = \frac{l_i}{\sin \frac{\varphi}{2}}$ ,  $\varphi$  – величина угла при вершине треугольника шероховатости  $abc$ , т. е. угол  $abc$ ;  $x_0$  – направление оси, проведенной в пределах средней линии шероховатости поверхности ленты  $Ra$ .

Решение данного уравнения относительно величины  $\sigma_n$  позволяет учитывать ее изменение при возможных фазовых превращениях в литом металле и тем самым корректировать условия теплообмена ленты с валком, что обуславливается появлением новых пятен контакта литого металла с поверхностью кристаллизатора.

Таким образом, имеем:

$$\sigma_n = \frac{\pi E}{2} Ra \frac{1}{\left[ (2l_i - x_{0i}) \ln \frac{d}{2l_i - x_{0i}} + x_{0i} \ln \frac{d}{x_{0i}} \right] + 2\sigma x_{0i} \left( \frac{1-\nu}{\pi E} \right)}. \quad (3.51)$$

Анализ процесса трения шероховатых поверхностей при взаимодействии твердых тел производится с использованием теории Г. Герца, в основе которой лежат представления о малости площадок контакта по сравнению с радиусами кривизны и размерами соприкасающихся поверхностей в окрестностях точек касания. Силы трения на фактических поверхностях контакта малы, форма контактной поверхности сопряжения двух тел описывается эллиптическим параболом, а контактные напряжения распределяются по эллипсоидному закону за счет неравномерности деформации. В соответствии с этим распределение давления на фактической площадке контакта описывается выражением [165]:

$$\sigma_n = \sigma_0 \sqrt{1 - \frac{r^2}{a^2}}, \quad (3.52)$$

где  $r^2 = x^2 + y^2$ ;  $\sigma_0 = \frac{3}{2} \sigma_{\text{ср}}$ .

Анализ выражения (3.52) показывает, что максимальное  $\sigma_n$  действует в центре контакта при  $a = 0$  и равно  $\sigma_0 = 1,5\sigma_{\text{ср}}$ , тогда как наибольшее касательное напряжение  $\tau_{\text{max}} = 0,3\sigma_0$  приложено в точке  $A$  с координатой  $z = 0,786a$  от поверхности касания (рис. 3.19). В процессе нагружения шероховатых поверхностей локальные поверхности контакта, находящиеся в упругой области деформации вследствие ограниченности прочностных свойств, переходят к пластическому деформированию или местному разрушению при достижении некоторого предельного уровня накопленной деформации.

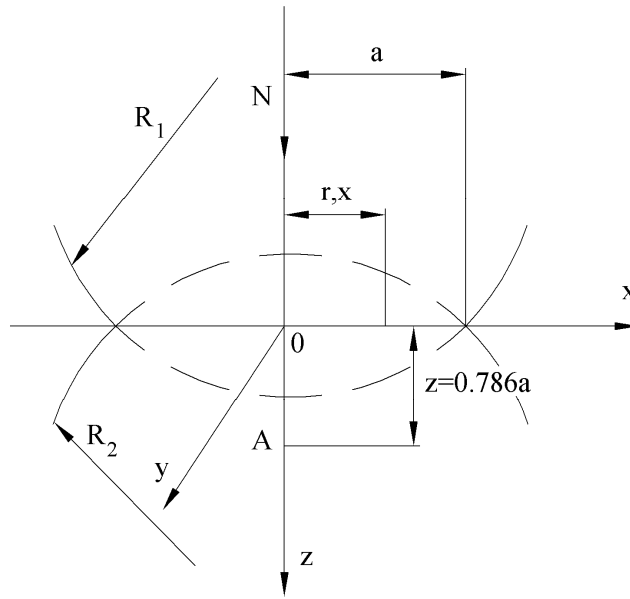


Рис. 3.19. Схема контактной задачи теории пластичности

Рассмотрим задачу о вдавливании жесткого плоского пуансона в пластическое полупространство идеально пластического тела, которая может рассматриваться как аналог предыдущей задачи теории упругости. По теореме Генки [165] приращение гидростатического давления  $\Delta\sigma$  пропорционально приращению угла поворота линий скольжения  $\Delta\sigma = 2k\Delta\phi$ . На рис. 3.20 представлено поле линий скольжения Прандтля [163]. Здесь область  $ABC$  не деформируется и движется со скоростью  $V_0$ . Деформация сдвига на границах  $AC$  и  $BC$  развивается за счет локального тангенциального сдвига (скорость  $V_\tau$ ), который преобразует скорость  $V_0$  в  $V_n = V_c$ . Деформации сдвига накапливаются вдоль радиусов секторов, поворачивающих вектор скорости.

Когда нормальное напряжение  $\sigma_n$  равно величине  $k(2 + \pi)$ , в пластическом поле наступает предельное состояние. Здесь распределение напряжений равномерно и не зависит от шероховатости контактной поверхности. При изменении наклона свободной поверхности, что аналогично наличию шероховатости контактной поверхности и аппроксимируемой средним наклоном в пределах очага деформации  $y$ , имеем следующее распределение нормальных напряжений  $\sigma_n = k(2 + \pi - 2\gamma)$  [163].

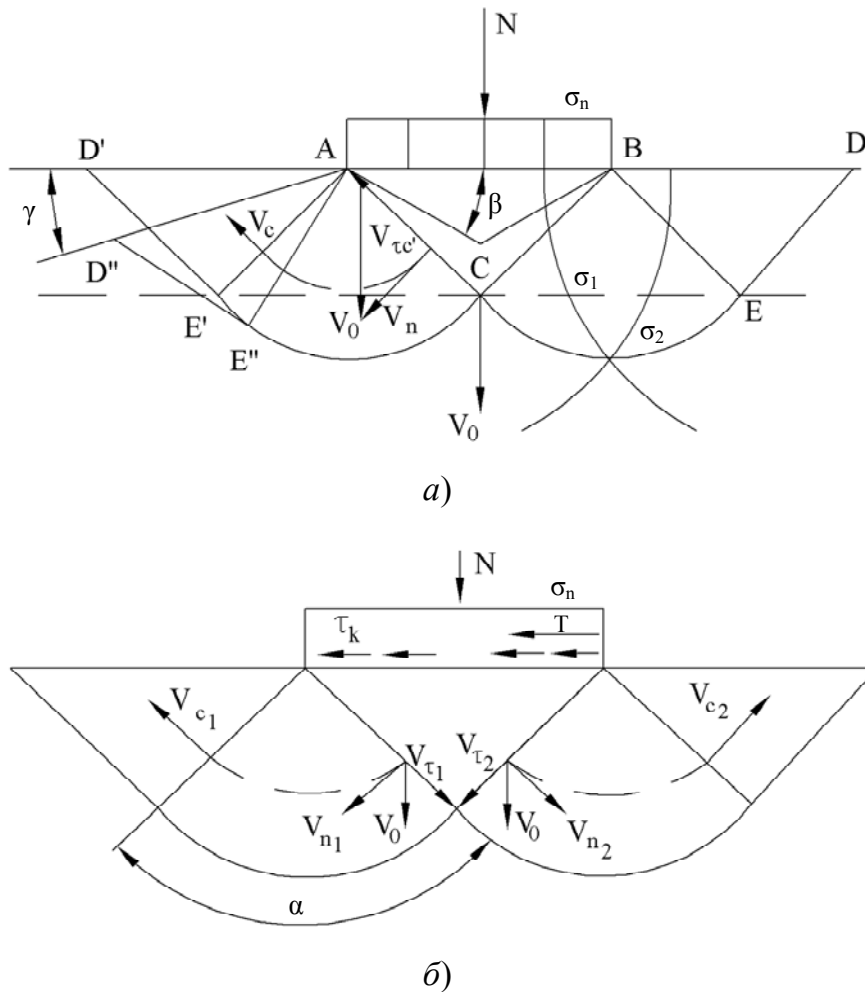


Рис. 3.20. Схема контактной задачи теории пластичности [163]

В процессе наложения касательных напряжений  $\tau_k$  поперек фактического контакта происходит потеря симметрии поля линий скольжения (см. рис. 3.20, б), а также изменяются предельные нормальные напряжения  $\sigma_n$ . Последнее напряжение на поверхности контакта с учетом действия касательного  $\tau_k$  определится следующим образом:  $\sigma_n = k \left( 1 + \frac{\pi}{2} + 2\varphi + \sin 2\varphi \right)$ .

Здесь угол  $\varphi$  – угол выхода линий скольжения на контактную поверхность, который находится из уравнения  $\tau_k = \mu_\tau k = k \cos 2\varphi$  ( $\mu_\tau$  – коэффициент пластического трения;  $k$  – сопротивление материала сдвигу). Отсюда при заданном уровне сил трения угол ориентации нормальных напряжений относительно контактной поверхности равен  $\varphi = \frac{1}{2} \arccos \frac{\tau_k}{k}$ .

Анализ выражения для нормального напряжения  $\sigma_n$  с учетом наличия поперечных касательных напряжений показывает, что предельная нагрузка при возрастании поперечного трения и наличия сдвига на локальном контакте падает, причем при  $\tau_k = k$  (предельное состояние трения при взаимодействии тел)  $\sigma_n = \sigma_{n_{\pi}} - \sigma_{n_y} = 2k$ . В работе [161] установлено, что разница нормального давления упругой задачи  $\sigma_{n_y}$  (3.56) при достижении максимального сдвигающего напряжения  $k$  и предельного давления пластического вдавливания  $\sigma_{n_{\pi}}$  равна пределу текучести материала на сжатие  $\Delta\sigma_n = \sigma_{n_{\pi}} - \sigma_{n_y} = 2k$ , при этом несущая способность определяется выражением  $\sigma_n = k(2 + \pi)$ . При рассмотрении фактического контакта шероховатых поверхностей в процессе пластического смятия «гребешков» шероховатостей имеет место не бесконечная протяженность площади, а некоторое соотношение размеров данной площади вдоль и поперек действующих сил трения. Для силы трения  $\tau_k = \mu_{\tau}k$  при наличии локального сжатия и сдвига шероховатых поверхностей локальное нормальное напряжение  $\sigma_n$  равно [163]:

$$\sigma_n = \frac{k}{a+b} \left\{ (2 + \pi - 2\mu_{\tau})a + \left[ 2 + \pi - \left(1 - \frac{\pi}{2}\right)\mu_{\tau} \right] b \right\},$$

где  $a$  и  $b$  – взаимно перпендикулярные размеры фактического пятна контакта «гребешков» шероховатости.

Использование метода линий скольжения [165]–[168] позволяет записать выражение закона сухого трения двух шероховатых поверхностей для случая предельного трения на площадках фактического контакта:

$$\tau_k = \mu_c \sigma_n \leq nk \text{ при } 0 \leq \frac{F_{m_h}}{S_{m_0}} \leq n;$$

$$\tau_k = nk + (1-n)k \left\{ 1 - \exp \left[ -\frac{\mu_c}{1-n} \left( \frac{\sigma_n}{k} - \frac{n}{\mu_c} \right) \right] \right\} \text{ при } n \leq \frac{F_{m_h}}{S_{m_0}} \leq 1,$$

где  $\mu_c$  – коэффициент сухого трения;  $\tau_k$  – сдвигающее напряжение на номинальной поверхности;  $k$  – максимальное касательное напряжение;  $n = 1 - \frac{S_{m_c}}{S_{m_0}}$ .



Здесь  $AC$  – поверхность трения;  $B_1C$  – наклонная поверхность «гребешка» шероховатости. Свободная поверхность  $AB_1$  направлена под углом  $\pi/4$  к поверхности трения  $AC$ . Треугольник  $AB_1C$  воспринимает нормальную нагрузку и представляет жесткое тело.

В плоскости  $AC$  действуют напряжения  $\tau_{kF} = \sigma_{nF} = k$ , при этом коэффициент трения  $\mu = 1$ . На наклонной поверхности  $B_1C$  действуют контактные напряжения  $\tau_k = k \sin 2\alpha$  и  $\sigma_n = 2k \cos^2 2\alpha$ .

Таким образом, для сдвига «гребешка» необходимо совпадение линий сдвига с направлением движения, соответствующее наклону свободной поверхности «гребешка» под углом  $\pi/4$  к направлению сдвига, причем  $\sigma_n = \tau_k = k$ . В условиях предельного трения при  $\tau_k = k$  нормальное давление в случае поперечного смещения фактической площадки контакта равно  $\sigma_n = k \left(1 + \frac{\pi}{2}\right)$ , в то время как для нормального напряжения вдавливания без смещения  $\sigma_n = k(2 + \pi)$ .

На рис. 3.22 приведено поле линий скольжения для сжатия и сдвига «гребешка» шероховатости, аналогичное полю линий скольжения для пластического шарнира [169], которое включает зону равномерного сжатия  $ABC$ , сектор  $ACD$  радиально сходящихся линий скольжения, границу сдвига  $CC'$  радиусом  $R = \frac{S_{m0} \cos \alpha_0}{4 \sin^2 \frac{\pi}{8}}$  и поверхность  $AA'$ .

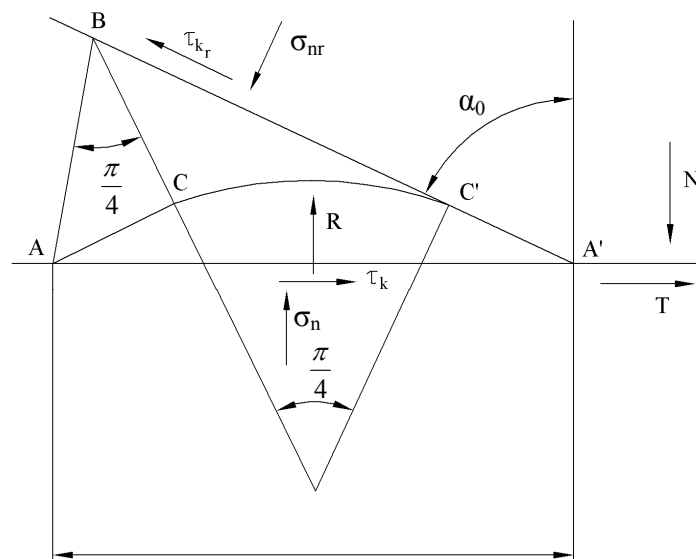


Рис. 3.22. Схема нагружения «гребешка» шероховатости [165]



Линия  $ACC'A'$  – элемент трансформированного меридионального поля, для которого

$$\sigma_n = k \left( 1 + 2 \left( \alpha_0 - \frac{\pi}{4} \right) \right) \text{ и } \tau_k = k.$$

На грани  $A'B$ , передающей нагрузку, равнодействующая сил  $N$  и  $T$  (см. рис. 3.22) определяется из выражения

$$P = S_{m_0} k \sqrt{\left( 1 + 2 \left( \alpha_0 - \frac{\pi}{4} \right) \right)^2 + 1}.$$

Тогда нормальное и касательное напряжения по грани  $A'B$ , соответственно, равны:

$$\sigma_{n\Gamma} = \frac{k \cos \alpha_1 \sqrt{\left( 1 + 2 \left( \alpha_0 - \frac{\pi}{4} \right) \right)^2 + 1}}{\sin \alpha_0};$$

$$\tau_{k\Gamma} = \frac{k \sin \alpha_1}{\sin \alpha_0} \sqrt{\left( 1 + 2 \left( \alpha_0 - \frac{\pi}{4} \right) \right)^2 + 1},$$

где  $\alpha_1$  – угол между силами  $P$  и  $N$ .

Из полученных соотношений следует, что напряженное состояние «гребешка» при  $\alpha_0$  совпадает с несущей способностью контакта при нагружении его нормальной и предельной сдвигающей нагрузкой.

#### **3.2.4. Анализ процесса взаимодействия «гребешков» шероховатости валка с поверхностью ленты**

В процессе взаимодействия «гребешков» шероховатости валка с поверхностью замороженного металла ленты вследствие различной их твердости возникает пластическая деформация последнего за счет внедрения и царапания более твердым металлом. «Гребешок» шероховатости вытесняет металл с образованием по его краям наплывов. При этом часть вытесняемого металла может превратиться в стружку, приводя к износу поверхности валка.

Впервые физическую картину данного явления описал Н. Н. Давиденков [155] (рис. 3.23).

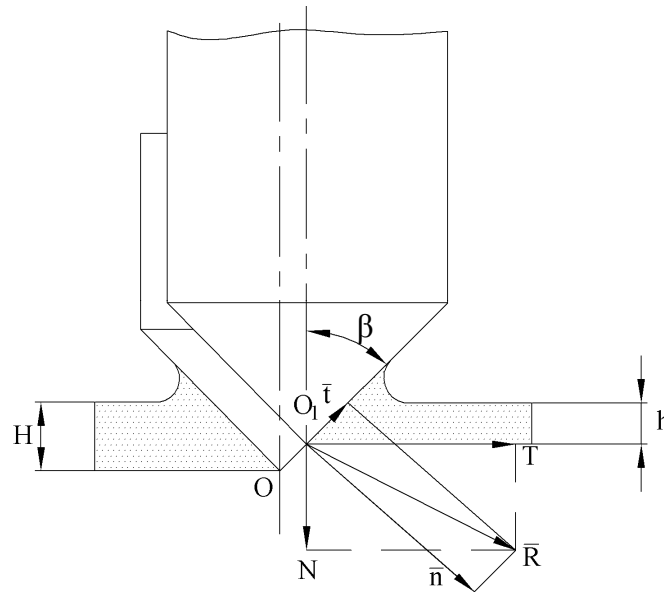


Рис. 3.23. Схема к анализу внедрения «гребешка» шероховатости в ленту [170]

На момент внедрения «гребешка» шероховатости валка или металла ленты под действием нормальной силы  $N$  на глубину  $H$ , а также приложения тангенциальной силы  $T$  возникает скольжение вдоль образующей конуса вверх под действием силы  $t$ . Для данного момента коэффициент трения  $\mu = \bar{t} / \bar{n}$ , где  $\bar{n}$  – нормальная составляющая равнодействующей  $R$  сил  $N$  и  $T$ . В некоторый момент времени выхода «гребешка» из кратера вдавленного металла вследствие действия силы  $T$  происходит разрушение слоя металла треугольного сечения глубиной  $h$ . С этого момента начинается процесс царапания. Сила  $T$  корреляционно связана с истинной прочностью металла на разрыв и не зависит от предварительного наклепа. В процессе взаимодействия шероховатых поверхностей «гребешок» имеет острие с радиусом закругления  $r$  и при малых значениях  $H/r$  последний деформирует металл без отделения стружки за счет трения скольжения. Автор работы [170] доказал, что под действием возрастающей тангенциальной силы «гребешок» выходит из металла, причем вершина его движется не вдоль образующей гнезда внедрения, а по более полой линии и достигнув меньшей глубины внедрения  $h$ , наносит царапину данной глубины без образования нароста.

На рис. 3.24 представлена схема внедрения и царапания пластического металла ленты «гребешком» шероховатости валка [171].

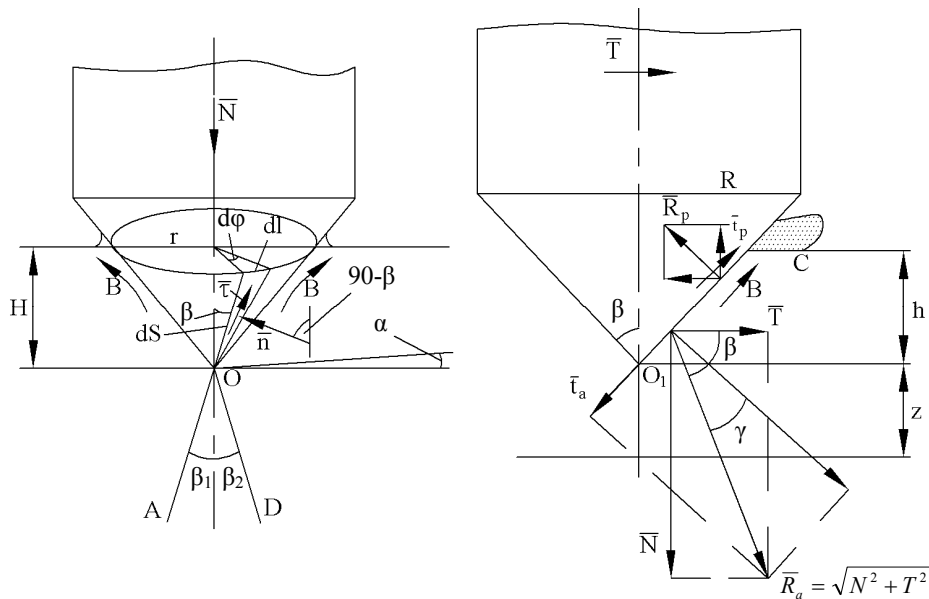


Рис. 3.24. Схема взаимодействия «гребешка» шероховатости валка и пластического металла ленты [155]

Под действием нормальной силы  $N$  «гребешок» шероховатости валка с углом  $2\beta$  внедряется в пластический металл намороженной корки. В результате внедрения на поверхности образуются наплывы. При глубине внедрения  $H$  радиус отпечатка равен  $r$ , а на элементарный элемент конической поверхности  $dS$  действует нормальное  $n$  и касательное  $\tau$  напряжения. Условие равновесия данной совокупности сил может быть записано в виде

$$N = \int \bar{n} \sin \beta dS + \int \bar{\tau} \cos \beta dS,$$

где

$$dS = rdl / 2 \sin \beta; \quad dl = rd\varphi; \quad dS = r^2 d\varphi / 2 \sin \beta. \quad (3.53)$$

Учитывая, что  $\tau = \mu n$ , выражение (3.53) может быть записано в виде  $N$ :

$$N = \frac{\pi r^2 n}{\sin \beta} (\sin \beta + \mu \cos \beta).$$

Здесь множитель перед скобками определяет совокупность нормальных сил, действующих на контактирующую поверхность «гребешка» шероховатости.

Глубина внедрения «гребешка» зависит от степени гладкости поверхности и определяется величиной трения их поверхности о вытесняемый металл [155]. По мере возрастания силы  $T$  по отношению

к усилию  $N$  происходит смещение острия неровности из точки  $O$  в точку  $O_1$ , когда начинается процесс царапания при глубине внедрения  $h = H - z$ , где  $z$  – величина подъема «гребешка» шероховатости из пластичного металла, причем острие движется при переднем угле  $(\alpha + \beta)$ . В процессе перемещения «гребешка» происходит вытеснение металла по стрелке  $B$  (см. рис. 3.24), которое создает реактивную силу трения  $\bar{t}_p$  и уменьшает силу  $\bar{t}_a$ , т. е. статическое трение переходит в кинетическое. Из рис. 3.24 следует, что  $t_p = \mu Ra \cos \gamma$ . За счет увеличения силы  $Ra$  и уменьшения угла  $\gamma$  имеет место увеличение силы  $R_p$ , что соответствует уменьшению коэффициента трения  $\mu$  [156]. Отсюда

$$T/N = \operatorname{ctg}(\beta + \gamma) = \frac{1 - \operatorname{tg}\beta \cdot \operatorname{tg}\gamma}{\operatorname{tg}\beta + \operatorname{tg}\gamma}, \text{ а } t_a = t_p.$$

Из последнего равенства следует, что  $\mu = \operatorname{tg}\gamma$ . Таким образом, имеем:

$$T/N = \frac{1 - \operatorname{tg}\beta\mu}{\operatorname{tg}\beta + \mu} \text{ или } \operatorname{tg}\beta = \frac{1 - \mu \frac{T}{N}}{\frac{T}{N} + \mu}.$$

Из последнего соотношения находим коэффициент трения  $\mu$ :

$$\mu = \frac{1 - \operatorname{tg}\beta \frac{T}{N}}{\frac{T}{N} + \operatorname{tg}\beta}.$$

Здесь принимается, что  $T/N < 1$ . Это соответствует условию  $\operatorname{tg}\alpha > 1 - \mu/1 + \mu$ , когда углы  $\beta$  достаточно большие.

В процессе образования наплывов с учетом коэффициента упрочнения металла  $n$  можно записать равенство несущих напряжений:

$$n \frac{N - t_p \cos \beta}{\pi r_0^2} = \frac{N - t_p \cos \beta}{\frac{1}{2} \pi r^2};$$

$$\frac{nN}{\pi r_0^2} = 2 \frac{N - t_p \cos \beta}{\pi r^2},$$

где  $r_0 = H \operatorname{tg}\beta$ ;  $r = (H - z) \operatorname{tg}\beta$ .

С учетом вышеизложенного можно найти величину подъема «гребешка»  $z$  на момент начала процесса царапания:

$$z = H \left( 1 - \sqrt{\frac{2 \operatorname{tg} \beta}{n(\mu + \operatorname{tg} \beta)}} \right).$$

Всегда  $Z < H$ , т. е. выражение в квадратных скобках изменяется в пределах  $[0;1]$ . Откуда  $n > \frac{2 \operatorname{tg} \beta}{(\mu + \operatorname{tg} \beta)}$ . Учет сил трения, которые действуют на «гребешок» вследствие течения металла снизу вверх, объясняет подъем острия «гребешка» к поверхности металла. При этом имеет место уменьшение несущей площади контакта вследствие упрочнения металла при пластической деформации и реактивной силы трения  $t_p$ .

### ***3.2.5. Коэффициент теплопередачи между лентой и валками для фактического пятна контакта шероховатых поверхностей***

Передача тепла через границу раздела при двухвалковой быстрой закалке расплава определяется поверхностным коэффициентом теплопередачи между расплавом и валком  $\alpha$ . Во время застывания расплава на валке-кристаллизаторе граница раздела *металл–валок* оказывает сильное сопротивление температурному потоку из-за несовершенства контакта шероховатых поверхностей. Для предсказания термического профиля намораживаемой ленты при застывании расплава обычно используется постоянная величина  $\alpha$  на номинальной площади контакта, что является весьма грубым упрощением. Поэтому для точного прогнозирования температурного профиля ленты и формирующейся при этом структуры необходимо моделирование процесса переноса тепла с учетом фактической поверхности контакта.

Обзор работ [171]–[174] в данном направлении свидетельствует, что такие факторы, как шероховатость поверхности кристаллизатора, его покрытие, геометрия расплава в зоне затвердевания, оказывают большое влияние на перенос тепла в зоне контакта. Было показано, что, даже когда расплавленный металл находится в длительном контакте с кристаллизатором, коэффициент теплопередачи остается сравнительно невысоким из-за указанных выше причин. Изучая передачу между застывающим расплавом и металлической подложкой,

автор работы [175] обнаружил, что гладкая полированная поверхность передает тепло быстрее, чем шероховатая, т. е. в данном случае коэффициент теплопередачи  $\alpha$  увеличивается.

Несмотря на многочисленные исследования в данной области, исчерпывающая модель для определения величины  $\alpha$  на границе раздела *расплав–кристаллизатор* с учетом шероховатости поверхности валка-кристаллизатора и пластического течения металла ленты в «межгребешковом» пространстве шероховатости поверхности валка не создана. В работе [176] представлена теоретическая модель определения коэффициента теплопередачи при литье расплава на поверхность металлического кристаллизатора с учетом его шероховатости. Однако данная модель приемлема только для начальной стадии литья, когда металл находится в жидком состоянии, т. е. для стадии отдачи тепла перегрева (см. выражение (3.43)).

В общем случае коэффициент теплопередачи между лентой и валками-кристаллизаторами при двухвалковом методе быстрой заковки расплава определяется уравнением

$$\alpha = \frac{Q}{[F_{m_h} (T_1 - T_0)]}, \quad (3.54)$$

где  $Q$  – количество теплоты, потерянное лентой к некоторому моменту времени  $t$ ;  $T_1$ ,  $T_0$  – температура металла в момент заливки и валка-кристаллизатора, соответственно;  $F_{m_h}$  – номинальная площадь контакта при прокатке замороженной корки в единичную щель шероховатости валка-кристаллизатора в двухвалковом методе быстрой заковки расплава.

После отдачи расплавом теплоты перегрева, механизм которого рассмотрен в работе [177], и достижения им температуры кристаллизации начинается процесс образования корки затвердевшего металла у стенок кристаллизатора. При этом в процессе взаимодействия шероховатых твердых тел (лента-валок) происходит истечение замороженного металла в сужающиеся щели между «гребешками» шероховатости валка [178].

Для упрощения задачи по определению коэффициента теплообмена от режимов затвердевания были сделаны следующие допущения [179]:

1) на стадии затвердевания температура расплава постоянна и равна температуре кристаллизации;

2) закон поперечного распределения температуры (вдоль оси  $y$ ) в затвердевшей корке в любой момент времени считается известным и совпадающим с параболой  $n$ -го порядка.

С учетом этого и пренебрегая передачей тепла в направлении, параллельном плоскости холодильника, уравнение теплового баланса для объема  $dV$  корки представляется в виде

$$dQ = dQ_{\text{акк}} + dQ_{\text{кр}},$$

где  $dQ$  – удельное количество теплоты, отдаваемое  $dV$  затвердевшей корки кристаллизатору за время  $dt$ ;  $dQ_{\text{акк}}$  – тепло, выделившееся внутри объема  $dV$  затвердевшей корки;  $dQ_{\text{кр}}$  – теплота кристаллизации.

Из закона теплопроводности Фурье [180] находится величина  $dQ$ :

$$dQ = \lambda \left( \frac{dT}{dy} \right)_n \cos \beta dF dt, \quad (3.55)$$

здесь  $\beta$  – угол между нормалью к поверхности корки и осью  $y$ ;  $\lambda$  – коэффициент теплопроводности затвердевшего металла;  $\left( \frac{dT}{dy} \right)_n$  – производная на поверхности раздела корки и холодильника от температурной зависимости внутри корки в виде  $T = (T_{\text{кр}} - T_{\text{п}}) \left( \frac{y}{\xi} \right)^n + T_{\text{кр}}$  [179], где  $T_{\text{кр}}$ ,  $T_{\text{п}}$  – температура кристаллизации и корки, соответственно;  $\xi$  – текущая толщина замороженного слоя металла;  $n$  – показатель степени.

После дифференцирования выражения для  $T$  и подстановки производной  $\left( \frac{dT}{dy} \right)_y = \xi$ , что соответствует поверхности кристаллизатора, имеем:

$$dQ = \lambda n \frac{T_{\text{кр}} - T_{\text{п}}}{\xi} \cos \beta dF dt. \quad (3.56)$$

Полное количество теплоты, аккумулированной коркой, равно [179]:

$$Q_{\text{акк}} = \rho c (T_{\text{кр}} - T_{\text{ср}}) dV, \quad (3.57)$$

где  $\rho$ ,  $c$  – плотность и удельная теплоемкость, соответственно;  $T_{\text{ср}}$  – средняя по толщине корки температура;  $dV = \xi \cos \beta dF$  – объем затвердевшей корки.

Интегрируя температурную кривую, находим:

$$T_{\text{кр}} - T_{\text{ср}} = \frac{1}{n+1}(T_{\text{кр}} - T_{\text{п}}). \quad (3.58)$$

С учетом (3.58) выражение (3.57) для количества аккумулированной теплоты имеет вид [179]:

$$Q_{\text{акк}} = \frac{1}{n+1} dF \xi \rho c (T_{\text{кр}} - T_{\text{п}}). \quad (3.59)$$

Для исключения из равенства (3.59) члена  $T_{\text{п}}$  используем условие теплового баланса на границе *корка–кристаллизатор*. Количество теплоты, проходящее за время  $dt$  через элемент поверхности кристаллизатора  $dS = dF \cos \beta$ :

$$dQ = \alpha (T_{\text{п}} - T_x) \cos \beta dF dt, \quad (3.60)$$

где  $\alpha$  – коэффициент теплоотдачи через поверхность *корка–кристаллизатор*.

Приравниваем правые части равенства (3.56) и (3.60) после несложных преобразований находим:

$$T_{\text{кр}} - T_{\text{п}} = \frac{T_{\text{кр}} - T_x}{1 + \frac{\lambda n}{\alpha \xi}}. \quad (3.61)$$

С учетом (3.61) выражение (3.59) имеет вид

$$Q_{\text{акк}} = \frac{1}{n+1} \rho c (T_{\text{кр}} - T_x) \frac{\xi}{\lambda + \frac{\lambda n}{\alpha \xi}} dF \cos \beta. \quad (3.62)$$

Отсюда для элементарного количества аккумулятивной теплоты находим:

$$dQ_{\text{акк}} = \frac{1}{n+1} \rho c (T_{\text{кр}} - T_x) \frac{1 - \frac{2\lambda n}{\alpha \xi}}{\left[1 - \frac{2\lambda n}{(\alpha \xi)^2}\right]} \cos \beta dF d\xi. \quad (3.63)$$

Элементарная теплота кристаллизации определяется соотношением

$$dQ_{\text{кр}} = \rho_1 \cos \beta dF d\xi \rho, \quad (3.64)$$



где  $\rho_1$  – удельная теплота кристаллизации металла.

Подставляя выражения (3.63) и (3.64) в уравнение теплового баланса, получаем:

$$dQ = \frac{1}{n+1} \rho c (T_{\text{кр}} - T_x) \frac{1 - \frac{2\lambda n}{\alpha \xi}}{\left[1 - \frac{2\lambda n}{(\alpha \xi)^2}\right]} \cos \beta dF d\xi + \rho_1 \cos \beta dF d\xi \rho. \quad (3.65)$$

Интегрирование уравнения (3.65) позволяет найти выражение для определения количества теплоты, потерянной лентой к некоторому моменту времени  $t$  от начала и до конца кристаллизации расплава, когда происходит истечение замороженного металла в сужающиеся щели между «гребешками» шероховатости валка.

В соответствии с работой [178] поверхность контакта на конечной стадии нагружения металла при его истечении в одну плоскую щель, образованную «гребешками» шероховатости поверхности валка, равна:

$$S_{m_{2h}} = \int \cos \beta dF = S_{m_0} \left[ 1 - \exp\left(-\frac{P}{F_{m_h} 2kL_B}\right) \right]. \quad (3.66)$$

Здесь  $S_{m_0}$  – ширина щели, определяемая средним расстоянием между микровыступами;  $P$  – усилие сжатия валков;  $k$  – сопротивление сдвигу замороженного металла;  $L_B$  – длина валка;  $F_{m_h}$  – номинальная площадь контакта при прокатке замороженного металла при его истечении в щель [178].

$$F_{m_h} = S_{m_0} R \arcsin \left\{ \frac{1}{R+z} \sqrt{\left[ \frac{1}{2B_2(\omega'+1)} \arcsin \frac{y_1}{R} + R \right]^2 - R^2} \right\}, \quad (3.67)$$

где  $z = (h_k + \Delta h)/2$  – половина толщины корки замороженного металла ( $h_k$  – конечная толщина получаемой ленты,  $\Delta h$  – величина абсолютного обжатия замороженной корки металла);  $\omega'$  – угловая скорость валков;  $y_1$  – абсцисса конца зоны отвода тепла перегрева;  $B_2$  – коэффициент, зависящий от теплофизических свойств расплава и условий теплообмена;  $R$  – радиус валка.

Чтобы выразить количество теплоты  $Q$ , потерянной лентой к некоторому моменту через время  $t$ , а не через толщину корки, необходимо исключить из получаемых выражений (3.62)–(3.65) величину  $\xi$ .

В соответствии с задачей Стефана [181], [182] продвижение фронта кристаллизации определяется уравнением

$$\xi = k\sqrt{t_{\text{кр}}}, \quad (3.68)$$

где  $k$  – коэффициент пропорциональности, зависящий от теплофизических свойств металла и условий теплообмена.

Величина  $k$  находится из решения трансцендентного уравнения [183]:

$$\frac{\lambda(T_{\text{кр}} - T_0)}{\sqrt{a} \operatorname{erf} \frac{k}{2\sqrt{a}}} \exp\left(-\frac{k^2}{4a}\right) = \frac{\rho_1 \rho \sqrt{\pi}}{2} k, \quad (3.69)$$

где  $a$  – коэффициент температуропроводности замороженной корки.

Время кристаллизации  $t_{\text{кр}}$  равно [177]:

$$t_{\text{кр}} = \frac{1}{\omega'} \left( \arcsin \frac{y_1}{R} - \arcsin \frac{y_2}{R+z} \right). \quad (3.70)$$

Здесь  $y_2$  – абсцисса конца зоны затвердевания.

Безразмерный параметр  $n$ , зависящий от свойств расплава и имеющий смысл показателя степени для кривой распределения температуры в затвердевшей корке, находится из выражения [183]:

$$k = \sqrt{\frac{2n(n+1)a}{L(n+1)+1}}, \quad (3.71)$$

где  $L = \frac{\rho_1}{[c(T_{\text{кр}} - T_0)]}$ .

Подставляя полученные выражения (3.62)–(3.71) в граничное условие третьего рода дифференциального уравнения теплопроводности [180], получаем следующее уравнение, из которого можно найти коэффициент теплопередачи между лентой и валком для фактического пятна контакта шероховатостей при двухвалковой быстрой закалке расплава.

$$\alpha F_{m_h} (T_1 - T_0) = \frac{1}{n+1} S_{m_{2h}} \rho c (T_{\text{кр}} - T_0) \left( \frac{k\sqrt{t_{\text{кр}}}}{1 + \frac{n\lambda}{\alpha k\sqrt{t_{\text{кр}}}}} \right) + S_{m_{2h}} \rho_1 \rho k \sqrt{t_{\text{кр}}}. \quad (3.72)$$

На рис. 3.25–3.29 приведены расчетные зависимости коэффициента теплопередачи для фактического пятна контакта шероховатых поверхностей ленты и кристаллизатора для различных технологических параметров процесса двухвалковой быстрой закалки расплава.

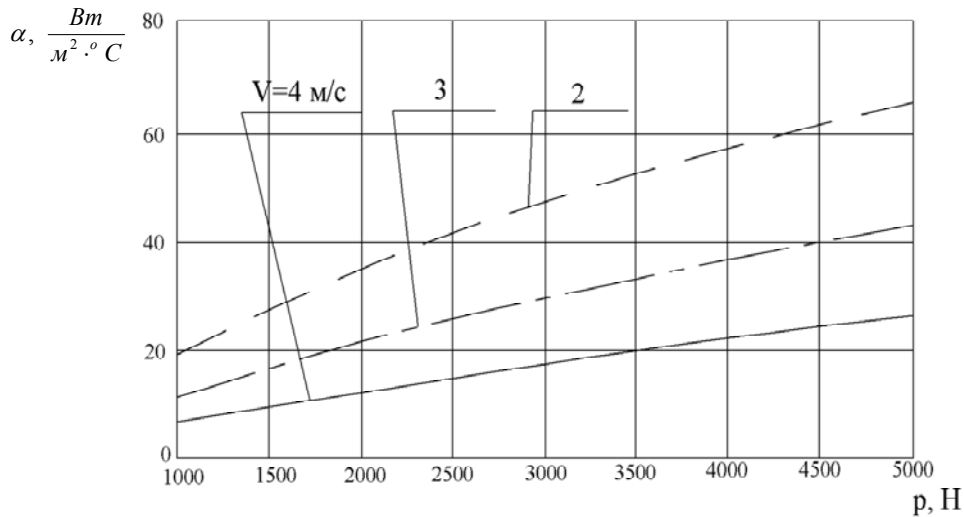


Рис. 3.25. Влияние усилия сжатия валков  $P$  на коэффициент теплопроводности  $\alpha$  при радиусе валка  $R = 200$  мм; температуре перегрева  $T_{пер} = 30$  °С; начальной шероховатости валка  $S_{m_0} = 50$  мкм; сопротивлению деформации металла  $\sigma_s = 280$  МПа; скорости вращения валков  $V$

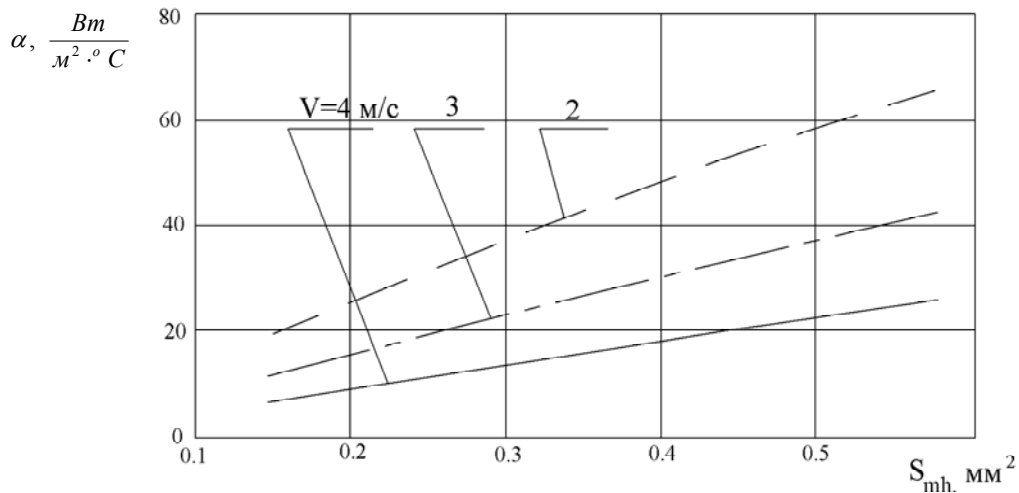


Рис. 3.26. Влияние фактической площади контакта  $S_{m_h}$  на коэффициент теплопередачи  $\alpha$  при радиусе валка  $R = 200$  мм; температуре перегрева  $T_{пер} = 30$  °С; начальной шероховатости валка  $S_{m_0} = 50$  мкм; сопротивлению деформации металла  $\sigma_s = 280$  МПа; скорости вращения валков  $V$

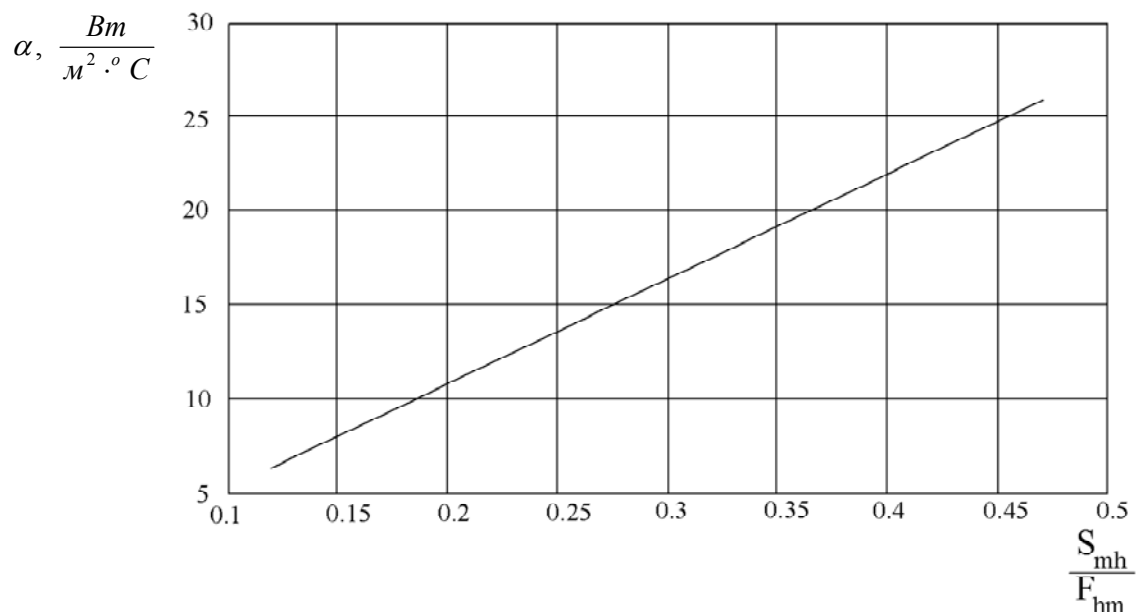


Рис. 3.27. Влияние соотношения  $S_{m_h} / F_{m_h}$  на коэффициент теплопередачи  $\alpha$  при радиусе валка  $R = 200$  мм; температуре перегрева  $T_{пер} = 30$  °С; скорости вращения валков  $V = 4$  м/с; начальной шероховатости валка  $S_{m_0} = 50$  мкм; сопротивлению деформации металла  $\sigma_s = 280$  МПа

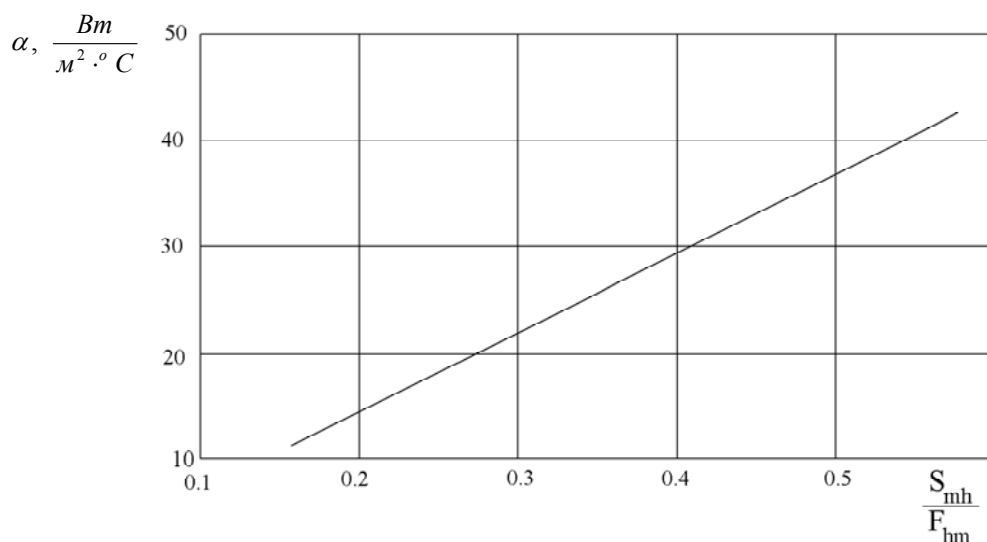
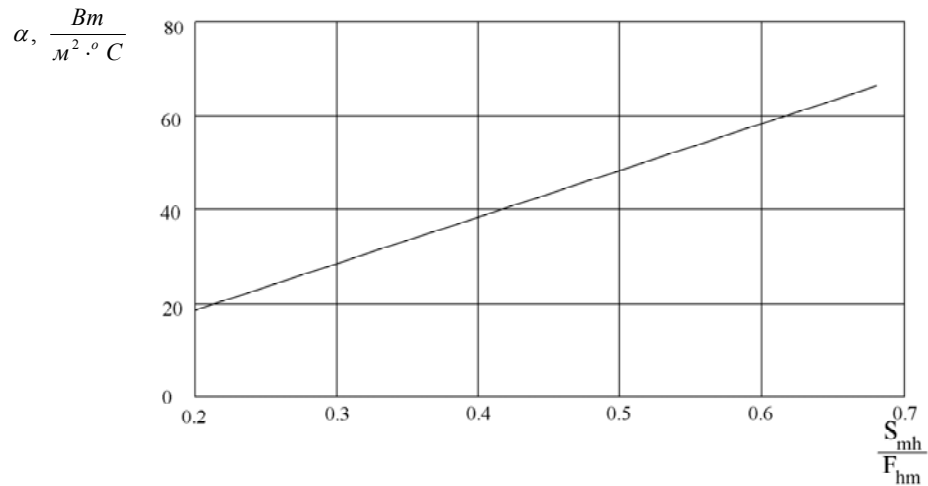


Рис. 3.28. Влияние соотношения  $S_{m_h} / F_{m_h}$  на коэффициент теплопередачи  $\alpha$  при радиусе валка  $R = 200$  мм; температуре перегрева  $T_{пер} = 30$  °С; скорости вращения валков  $V = 3$  м/с; начальной шероховатости валка  $S_{m_0} = 50$  мкм; сопротивлению деформации металла  $\sigma_s = 280$  МПа



*Рис. 3.29.* Влияние соотношения  $S_{m_h} / F_{m_h}$  на коэффициент теплопередачи  $\alpha$  при радиусе валка  $R = 200$  мм; температуре перегрева  $T_{пер} = 30$  °С; скорости вращения валков  $V = 2$  м/с; начальной шероховатости валка  $S_{m_0} = 50$  мкм; сопротивлению деформации металла  $\sigma_s = 280$  МПа

Можно видеть, что рост сжатия валков (см. рис. 3.25), увеличение фактической площади контакта  $S_{m_{2h}}$  (рис. 3.26), а также соотношения  $S_{m_h} / F_{m_h}$  (рис. 3.27–3.29) ведет при прочих равных условиях к увеличению коэффициента теплопередачи  $\alpha$ . С другой стороны, рост скорости прокатки предполагает падение величины коэффициента теплопередачи  $\alpha$  вследствие меньшего времени нахождения намотанного металла.

## ГЛАВА 4

# ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ЛЕНТЫ ИЗ ЭЛЕКТРОТЕХНИЧЕСКОЙ СТАЛИ ПРИ ДВУХВАЛКОВОЙ БЫСТРОЙ ЗАКАЛКЕ РАСПЛАВА

При подаче расплава в межвалковый зазор вращающихся навстречу друг другу валков образуется ванна расплава, играющая роль резервуара, из которого непрерывно вытягивается лента. Поскольку именно в межвалковом зазоре протекают процессы, включающие течение жидкого металла, его быструю кристаллизацию от поверхности валков и прокатку закристаллизовавшегося металла, естественно предположить, что поведение и состояние поверхности валков определяют геометрию и качества поверхности литой ленты.

Для оценки изменения профилировки валков в ходе процесса введем следующие характеристики:  $v_B = \Delta D / \tau$  – средняя скорость расширения валка;  $\Delta D = D_c - D_k$  – степень бочкообразности. Здесь  $D_c - D_k$  – диаметр валка на середине и с краю, соответственно;  $\tau$  – время. При этом средний расход мешалки находился из зависимости  $q_{cp} = M / s\tau$ , где  $s$  – площадь сечения щели раздаточного сопла;  $M$  – масса металла, вытекающего через сопла за промежуток времени  $\tau$ . Средняя скорость расширения определялась в интервале 15 с от начала процесса.

Увеличение расхода металла неизбежно приводит к увеличению тепловой нагрузки на бандаже валка. При определенных тепловых нагрузках (расходе) в бандаже происходит аккумуляция тепла, которая увеличивается в ходе процесса и приводит к термическому расширению валка.

На рис. 2.5 показано изменение диаметра валка в ходе процесса. Поскольку скорость расширения валка больше в середине, естественно предположить, что на эту часть валка приходится большая тепловая нагрузка. Кроме того, одной из причин неоднородности расширения валка является параболическое распределение скорости течения расплава по длине раздаточного сопла (см. рис. 2.10, 2.11).

Значимость величины расхода металла на скорость расширения валка подтверждена экспериментально (рис. 4.1).

На неоднородность расширения валка также влияет эпюра распределения нормальных напряжений в очаге деформации, при этом

данные напряжения увеличиваются от краев к середине валка. В соответствии с этим создаются определенные условия контакта и в конечном итоге – тепловой профиль валка.

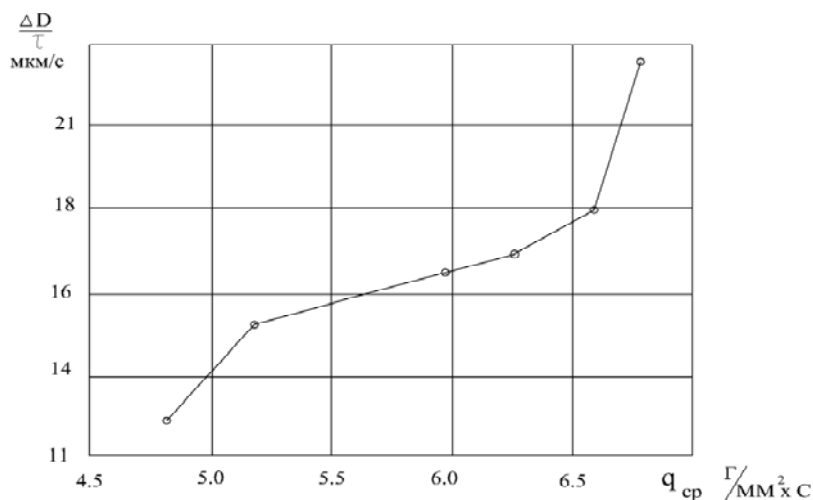


Рис. 4.1. Зависимость скорости расширения валков от удельного расхода металла, подаваемого в створ валков

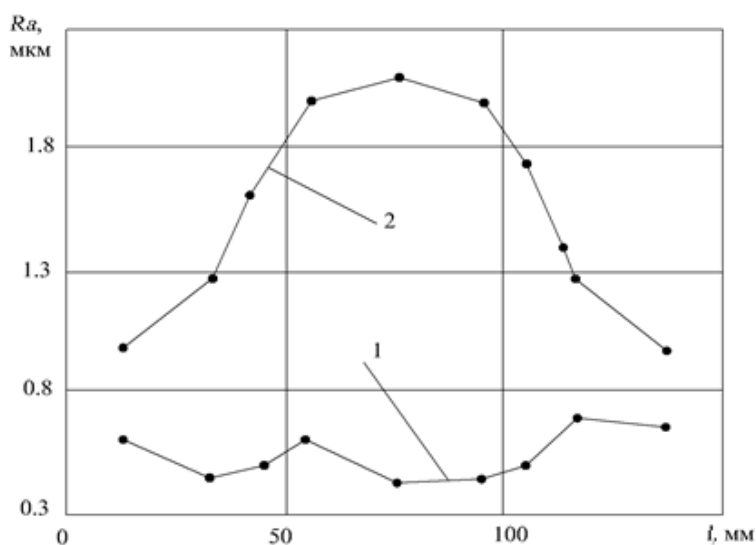


Рис. 4.2. Распределение параметра шероховатости на поверхности валка:  
1 – до начала процесса; 2 – после разливки

Неоднородность условий контакта металла по длине валка можно проверить экспериментально по изменению начальной шероховатости (износу) валка. Из рис. 4.2 видно, что в средней части валка отклонение параметра шероховатости  $Ra$  больше от исходного значения. Это означает, что в средней части были лучшие условия контакта металла с валком, приведшие к большему износу ее поверхности.

Кроме того, лучшие условия контакта в середине валка должны обеспечить большую скорость охлаждения в середине по ширине ленты, что также подтверждается экспериментально (рис. 4.3).

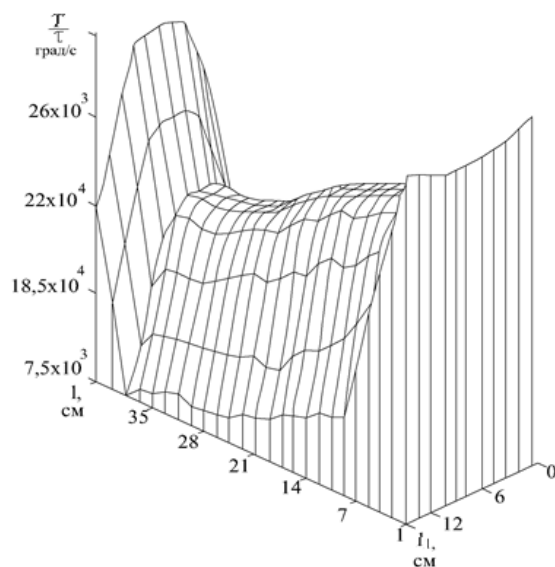


Рис. 4.3. Распределение скорости охлаждения по длине ленты

Согласно математической модели, представленной в главе 2, длина щели неоднозначно влияет на тепловой профиль валков. С одной стороны, увеличение длины щели увеличивает неоднородность скорости истечения расплава из раздаточного сопла, создавая неоднородность теплового расширения валка. С другой – увеличение длины щели позволяет нагревать большую поверхность валка, что способствует более равномерному нагреву бандажа валка.

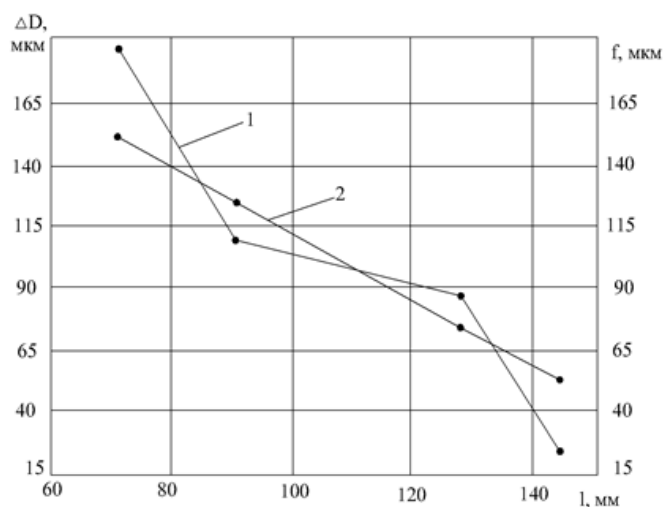


Рис. 4.4. Влияние длины щели раздаточного сопла на степень бочкообразности валка  $\Delta D$  (2) и его изгиб  $f$  (1)



Из замеров стрелы изгиба и степени бочкообразности (рис. 4.4) следует, что увеличение длины щели уменьшает изгиб валков и создает более равномерный его нагрев.

#### 4.1. ГЕОМЕТРИЯ И КАЧЕСТВО ТОНКОЙ ЛЕНТЫ

Использование валков с жесткими бандажами в комплекте с боковыми ограничительными плитами (БОП), удерживающими расплав с торцов валков, позволяет увеличить высоту ванны и демпфировать колебания расхода [184]. Лента в этом случае получается со стабильной шириной (рис. 4.5) и ровными кромками, однако форма поперечного сечения изменяется в начале процесса с чечевицеобразной на вогнутую (рис. 4.6).

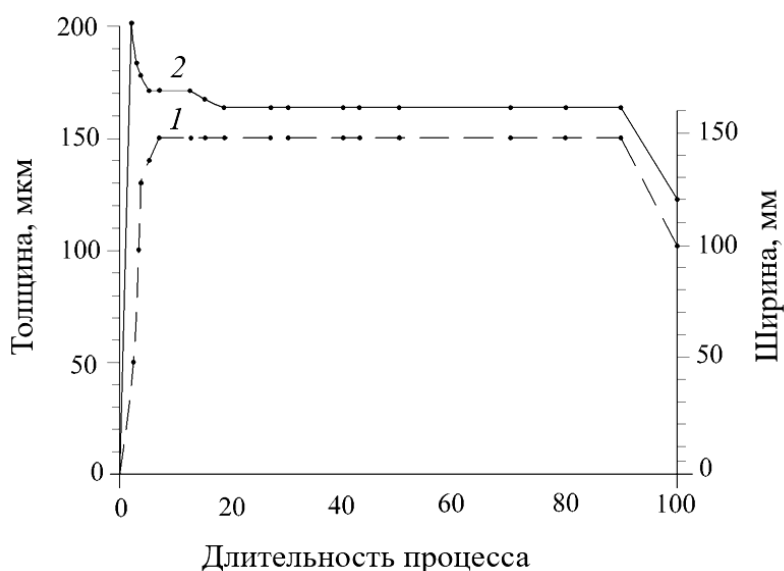


Рис. 4.5. Изменение геометрических параметров ленты в ходе процесса ширины (1) и толщины (2) (длительность всего процесса принята за 100 %)

Поверхность ленты в краевых участках имеет окалину, ширина которой увеличивается по мере протекания процесса. Такие изменения формы сечения ленты и ширины окалины на ее поверхности являются результатом большего температурного «набухания» в середине валка, придавая ему по мере протекания процесса бочкообразный профиль. На рис. 4.7 показан график зависимости изменения в ходе процесса разнотолщинности  $H$  ( $H = (H_{\max} - H_{\min}) / H_{\max}$ , где  $H_{\max}$  и  $H_{\min}$  — максимальное и минимальное значения толщины ленты) и ширины окалины  $B$  ( $B = (B_{\text{л}} - B_{\text{ок}}) / B_{\text{л}}$ , где  $B_{\text{л}}$  и  $B_{\text{ок}}$  — ширина ленты и ширина ока-

лины на поверхности ленты в зависимости от степени бочкообразности валков. Увеличение сплющивания валка в средней части по мере набухания выражается в асимптотическом стремлении  $H$  и  $B$  к линейной зависимости.

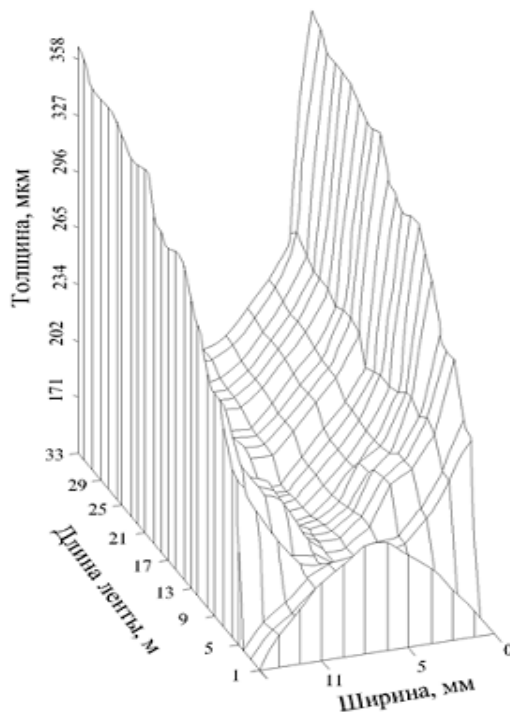


Рис. 4.6. Распределение толщины в получаемой ленте в направлении от начала к концу процесса

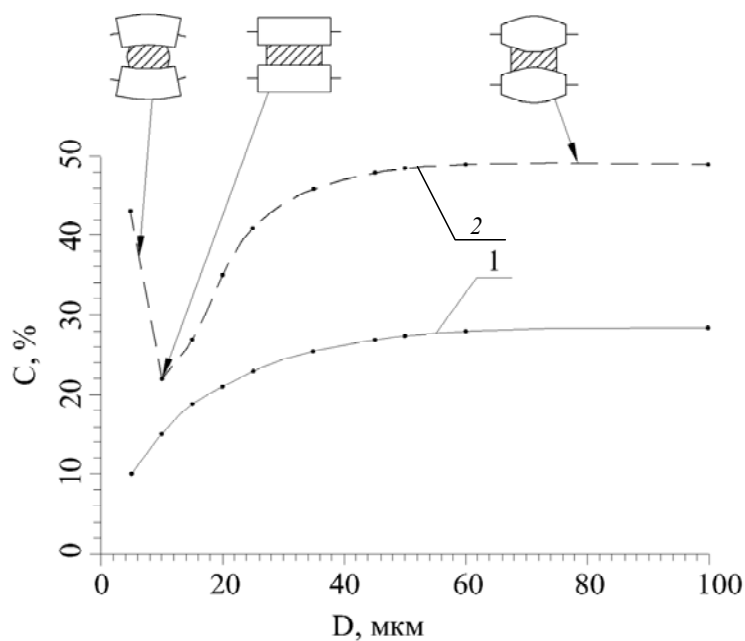


Рис. 4.7. Влияние степени «набухания» бочки валка  $D$  на ширину окисла 2 и разнотолщинность 1

Одним из важных показателей качества поверхности литой ленты является ее шероховатость. Механизм формирования шероховатости ленты можно представить в виде двух одновременно протекающих процессов: отпечатывание поверхности валка на поверхности ленты и шлифование поверхности ленты валками вследствие контактного скольжения металла в моменты деформации (опережение и отставание). Количественно воспроизводимость шероховатости поверхности валков на ленте оценена коэффициентом отпечатываемости  $\nu = Ra_{л} / Ra_{в}$ , где  $Ra_{л}$  и  $Ra_{в}$  – высотный параметр шероховатости поверхности ленты и валка, соответственно. Так как коэффициент отпечатываемости ( $\nu$ ) для начала и конца процесса оказался близок к 1, то было сделано допущение о тождественности на всем процессе шероховатости ленты  $Ra_{л}$  валку  $Ra_{в}$ , которое упрощает исследования, поскольку эрозию валка  $Ra_{в}$  в ходе процесса можно изучать по шероховатости ленты  $Ra_{л}$ .

Получение лент из различных сплавов, с различной температурой разливки и химической активностью показало разную интенсивность эрозии поверхности валка (рис. 4.8). Так, для сплава Fe–12%Al, несмотря на более высокую температуру разливки, эрозия валков оказалась меньше, чем для сплава X23Ю5 и Fe(3,5–4,5 %)Si. Это связано с образованием пассивирующей пленки  $Al_2O_3$  и в результате этого меньшей химической активностью сплава FeAl.

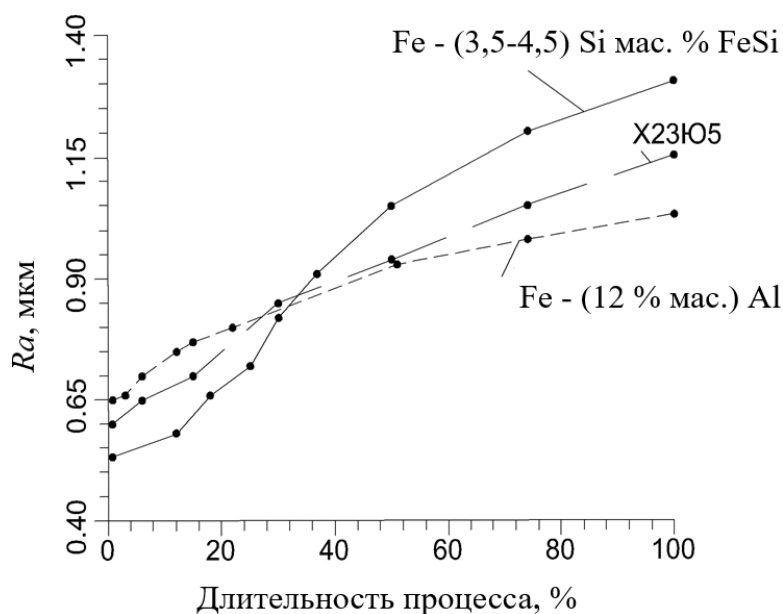


Рис. 4.8. Изменение параметра шероховатости  $Ra$  ленты в ходе процесса для различных сплавов (длительность всего процесса принята за 100 %)

Для анализа шлифования поверхности ленты поверхностью валка рассмотрим средний шаг микровыступов  $S_m$ . Измерение шероховатости в продольном направлении ленты показало увеличение от краев к середине ленты (рис. 4.9). Такое изменение  $S_m$  по ширине ленты хорошо укладывается в рамки представлений о неравномерности распределения деформации (опережения) ленты по ширине вследствие образования бочкообразного профиля валков. Сравнения средних углов наклона боковых сторон микронеровностей вдоль и поперек ленты показали меньшие значения угла  $\theta$  вдоль ленты. Распределение коэффициента анизотропии по ширине ленты рассчитывалось по зависимости

$$K_a = |(\theta_{\parallel} - \theta_{\perp})| / (\theta_{\parallel} + \theta_{\perp}),$$

где  $\theta_{\parallel}$  и  $\theta_{\perp}$  – угол наклона боковых сторон микронеровностей вдоль и поперек ленты.



Рис. 4.9. Распределение по ширине ленты среднего шага микровыступов  $S_m$  (1) и коэффициента анизотропии угла наклона боковых сторон микрограней  $K_a$  (2), полученных в жестких бандажах

Показанное на рис. 4.9 распределение коэффициента анизотропии, на первый взгляд, противоречит работам по анизотропии в прокатном производстве, в частности, работе [185], согласно которой анизотропия растет с увеличением обжатия. В нашем случае хотя и имеется неравномерность обжатия, но природа появления анизотропии иная. Ее появление связано с тем, что после обточки валков в осевом направлении на профиле поверхности валка образуется детерминированная состав-

ляющая шероховатости, состоящая из ряда периодических дуг, оставленных вершинами выступов резца.

Уменьшение анизотропии от края к середине ленты (см. рис. 4.9) связано с тем, что в процессе разливки и принятия валками бочкообразного профиля в середине ленты создаются большие давления и обжатия, а значит, большие контактное скольжение и подшлифовка поверхности валка. При этом подшлифовка, уменьшающая анизотропию, идет преимущественно в результате сглаживания вершин микровыступов. Это наглядно иллюстрируется начальными участками кривых  $t_p$ , снятых вдоль оси валка до и после разливки (рис. 4.10).

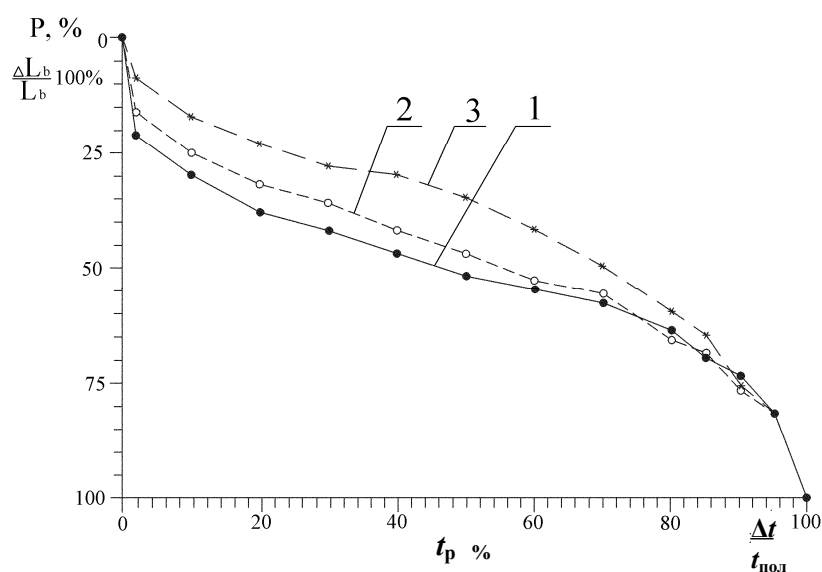


Рис. 4.10. Относительная опорная длина поверхности валка:  
1 — до разливки; 2 — после разливки у края валка;  
3 — в середине валка после разливки

Из теоретических расчетов, представленных выше, процессы теплопроводности в расплаве и теплообмен с кристаллизатором определяются условиями теплопередачи на границе *расплав – охлаждающая среда*. Поскольку термическое сопротивление теплопроводности стенки тонкого банджа валка-кристаллизатора весьма мало, то им можно пренебречь. Результаты расчета температурного поля валка-кристаллизатора с весьма малой толщиной стенки представлены на рис. 2.22–2.33. Температурное поле характеризуется квазистационарностью в продольном направлении и отсутствием температурной волны в окружном направлении. Это должно обеспечить незначительные термоупругие изменения диаметра бочки валка (см. рис. 2.27), резко снизить или устранить вообще поперечную разнотолщинность ленты от начала к концу

процесса. Значительное удлинение зоны затвердевания за счет упругого сплющивания валков-кристаллизаторов, малая толщина бандажа повышают эффективность охлаждения ленты. При этом достигается высокое значение коэффициента теплопередачи за счет малого термического сопротивления теплопроводности стенки бандажа и обеспечивается рост интенсивности переноса тепла. Кроме того, удлинение зоны кристаллизации увеличивает время интенсивного охлаждения ленты или время соприкосновения последней с охлаждающими поверхностями валков. Таким образом, исходя из математической модели процесса использование тонких бандажей в валках-кристаллизаторах может координально изменить ход процесса в направлении улучшения качества ленты.

Для выяснения влияния тонкого бандажа на качество получаемой ленты была проведена серия экспериментов с использованием гибкого бандажа толщиной менее 10 мм и анализом полученной ленты аналогично анализу ленты, полученной в валках с жестким бандажом (ЖБ).

При получении ленты в валках с гибкими бандажами валки, сплющиваясь в ходе процесса, создают возмущения и колебания ванны расплава, приводящие к пилообразным кромкам ленты (рис. 4.11). При этом, как видно из рис. 4.12, ширина ленты уменьшается по мере протекания процесса из-за уменьшения высоты расплава в печи и его подачи (его расхода) в створ валков. Сравнение средней толщины с шириной показывает большую чувствительность ширины к колебаниям ванны и изменению подачи расплава. Растекание расплава в створе валков и дугообразный изгиб бандажа создают по всей длине чечевицеобразный профиль ленты (рис. 4.13) и плохой контакт расплава с поверхностью валка в краевых участках. В результате на поверхности ленты в краевых участках образуется окалина (см. рис. 4.11).

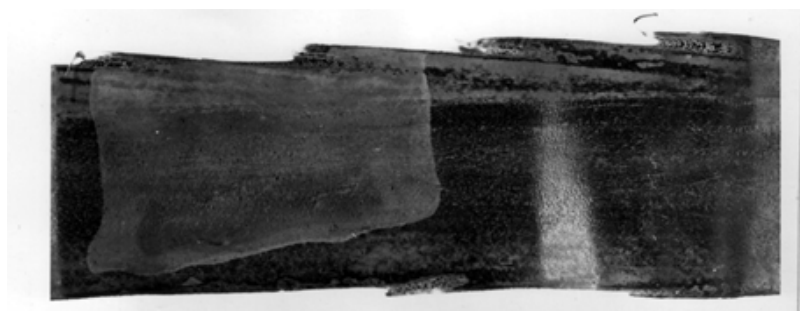


Рис. 4.11. Вид ленты, полученной в гибких бандажах, толщиной  $\delta = 10$  мм

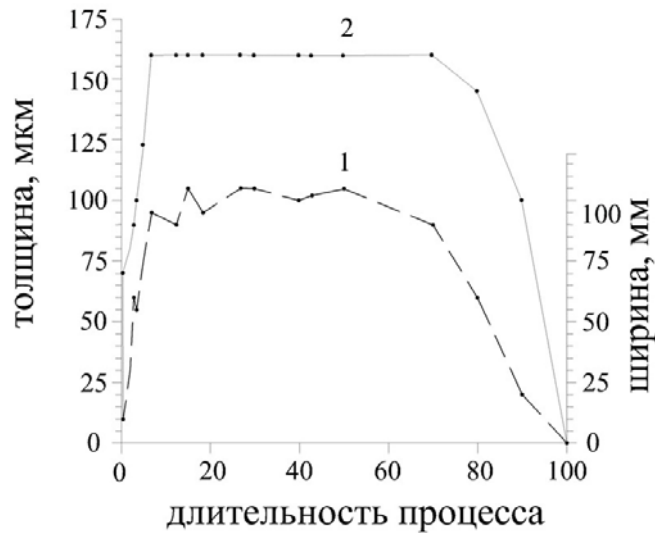


Рис. 4.12. Изменение геометрических параметров ленты в ходе процесса:  
 1 – ширина ленты; 2 – толщина ленты;  
 толщина бандажа  $\delta = 10$  мм

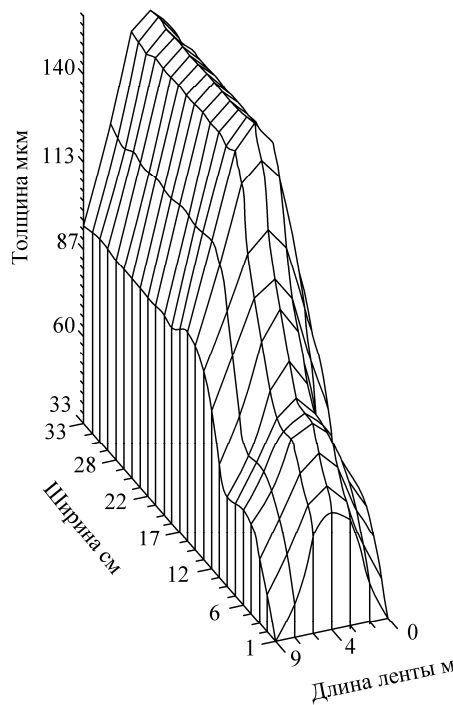


Рис. 4.13. Распределение толщины по ленте, полученной в гибких бандажах,  $\delta = 10$  мм

Параметр шероховатости ленты  $S_m$  изменяется от края к середине (рис. 4.14). Такое изменение  $S_m$  является следствием большей деформации в средней части вала. Коэффициент анизотропии  $K_a$  увеличивается от середины к краям, что обусловлено, как и для вал-

ков ЖБ, детерминированной составляющей шероховатости, состоящей из ряда периодических дуг, оставленных вершинами выступов резца. Уменьшение анизотропии от края к середине (см. рис. 4.14) связано с большими деформациями в середине валка в ходе процесса, а значит, большим контактным скольжением и подшлифовкой поверхности валка.

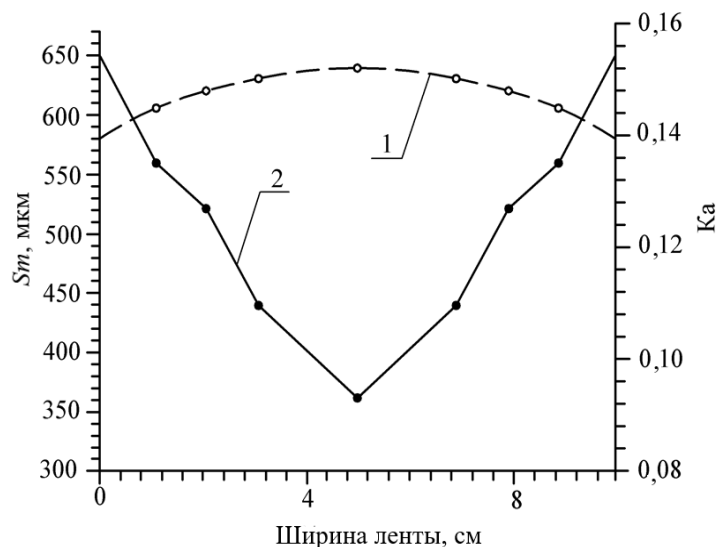


Рис. 4.14. Распределение по ширине ленты среднего шага микровыступов  $S_m$  (1) и коэффициента анизотропии угла наклона боковых сторон микрограней  $K_a$  (2), полученных в гибких банджажах

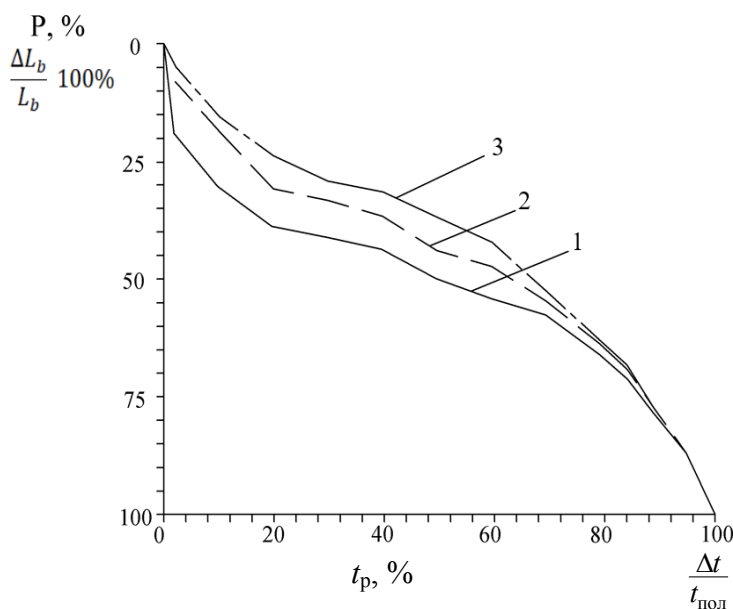


Рис. 4.15. Относительная опорная длина поверхности валка: 1 – до разливки; 2 – после разливки у края валка; 3 – в середине валка после разливки



Подшлифовка, уменьшающая анизотропию, идет преимущественно за счет сглаживания вершин микровыступов (см. распределение  $t_p$  на рис. 4.15).

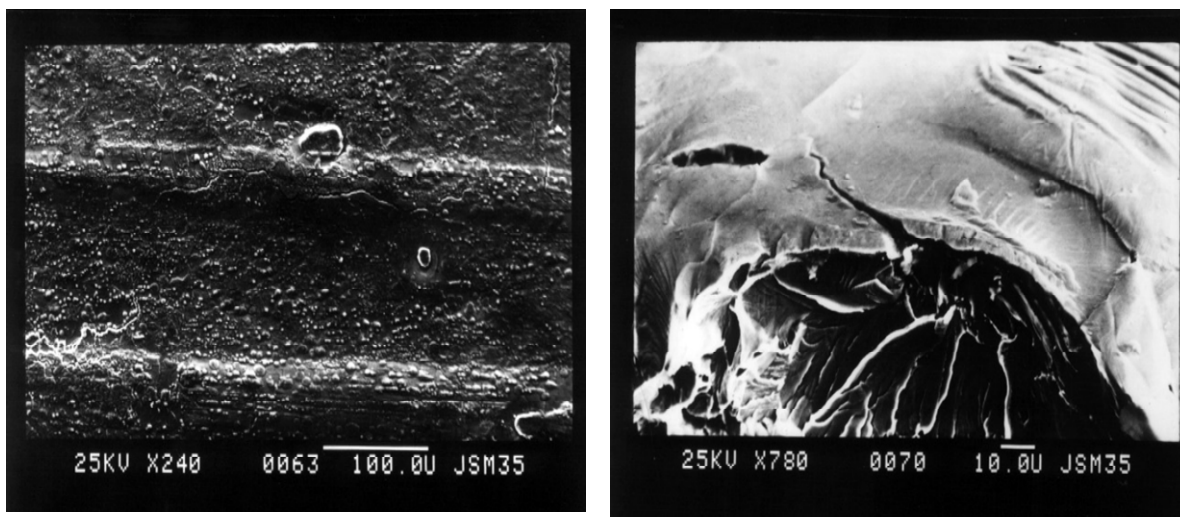
Из сравнения значений параметров  $S_m$  и  $K_a$  с аналогичными параметрами шероховатости поверхности ленты, полученных при использовании жесткого банджа (рис. 4.9, 4.10), следует, что  $\theta$  деформируется больше, но более равномерно. Это различие связано с тем, что за счет сплющивания гибкого банджа увеличена длина зоны деформации.

## **4.2. МЕТАЛЛОГРАФИЧЕСКАЯ СТРУКТУРА ЛЕНТЫ И ЕЕ СВОЙСТВА**

Процесс затвердевания расплава в значительной степени определяется условиями его теплообмена с валковым кристаллизатором, причем тепловые процессы в установившемся режиме работы установки являются квазистационарными. С учетом этого объем затвердевающего расплава, находящегося в межвалковом пространстве, можно условно разбить на три зоны (по условиям теплоотвода) [116]. В зоне I (см. рис. 2.3) расплав находится в перегретом состоянии, в области II (зона затвердевания) расплав представляет собой переохлажденную жидкость повышенной вязкости. Начало зоны II соответствует окончанию процесса отдачи тепла перегрева и началу процесса структурообразования, т. е. образованию и росту корки затвердевающего металла в валках.

В переохлажденном пограничном с поверхностью валка слое расплава создаются наиболее благоприятные условия для зарождения и роста кристаллов [185]. Из всех образовавшихся кристаллов в переохлажденном слое только кристаллы, связанные с поверхностью валка, имеют максимальный и стабильный теплоотвод, обеспечивающий и наибольшую скорость роста. Интенсивный процесс роста отдельных кристаллов на поверхности валка обеспечивает их смыкание и образование тонкой корочки. Дальнейший рост кристаллов приводит к появлению термических напряжений, которые могут вызвать отрыв ее от поверхности валка и появление термических трещин (рис. 4.16).

Источником напряжения является резкое охлаждение и температурное сжатие корочки по мере ее роста при одновременном нагреве и тепловом расширении поверхности валка.



а)

б)

Рис. 4.16. Продольная трещина на поверхности ленты (а) и сканограмма поперечного сечения на толщине в месте образования термической трещины (б)

Исследования авторов [185] показали, что глубина термических трещин на поверхности ленты близка к 10 мкм. Очевидно, при толщине корочки 10 мкм возникает напряжение, достаточное для разрушения и отрыва ее от поверхности вала. Сделаем оценку времени  $\tau$  и расстояние  $l$  от поверхности ванны расплава, через которое возникает напряжение, приводящее к образованию термических трещин и отрыву корочки от поверхности вала. Известна зависимость [186]:

$$h = k\sqrt{\tau},$$

где  $h$  – толщина образовавшейся корочки;  $k$  – константа;  $\tau$  – время роста корочки. Подставив численные значения для нашего случая, получим  $\tau = (10/985)^2 = 10^{-4}$  с, откуда, зная скорость вращения валков  $V = 6,5$  м/с, определим  $l = V\tau = 6,5 \cdot 10^6 \cdot 10^{-4} = 650$  мкм. Полученные значения можно считать как время и геометрическое положение начала второго этапа (для сравнения длительность всего процесса  $10^{-2}$  с). Поскольку ширина образующейся корочки на несколько порядков больше ее длины ( $l$ ), усилие, растягивающее корочку, больше в поперечном направлении. Тем самым объясняется преимущественно продольная ориентировка обнаруженных на поверхности ленты термических трещин (рис. 4.16). Наличие микронеровностей на поверхности вала приводит к появлению неодинаковых зазоров при отслоении корочки и частичном контакте с поверхностью вала. Возникающая разница в теплоотводе создает

разницу в скорости роста кристаллов. На участках, где сохранился контакт корочки с поверхностью валков, формируются длинные столбчатые кристаллы, а на участках отрыва корочки по мере увеличения зазора и удаления от места сохраненного контакта длина кристаллов уменьшается. В результате образуется волнообразное изменение длины столбчатых кристаллов (рис. 4.17). Подтверждением существующей зависимости длины столбчатых кристаллов от условий контакта служит облако значений с коэффициентом парной корреляции  $K = 0,75$ , рассчитанным по формуле (4.1) [187] для пар значений  $\lambda_i$ ,  $S_i$  и уравнением регрессии  $\lambda_i = 147 + 0,7S_i$  (рис. 4.18).

$$R = \frac{\sum_{i=1}^N \lambda_i S_i - \left( \sum_{i=1}^N \lambda_i \sum_{i=1}^N S_i \right) / N}{\sqrt{\sum_{i=1}^N \lambda_i^2 - \frac{\left( \sum_{i=1}^N \lambda_i \right)^2}{N}} \sqrt{\sum_{i=1}^N S_i^2 - \frac{\left( \sum_{i=1}^N S_i \right)^2}{N}}}, \quad (4.1)$$

где  $\lambda_i$  – длина волны, характеризующая волнообразное изменение длины столбчатых кристаллов (см. рис. 4.17);  $S_m$  – характеристика шага неровности профиля;  $N$  – число пар.



Рис. 4.17. Микроструктура поперечного сечения ленты по толщине с периодическим изменением высоты столбчатых кристаллов ( $\lambda$  – длина волны между наибольшими высотами столбчатых кристаллов)

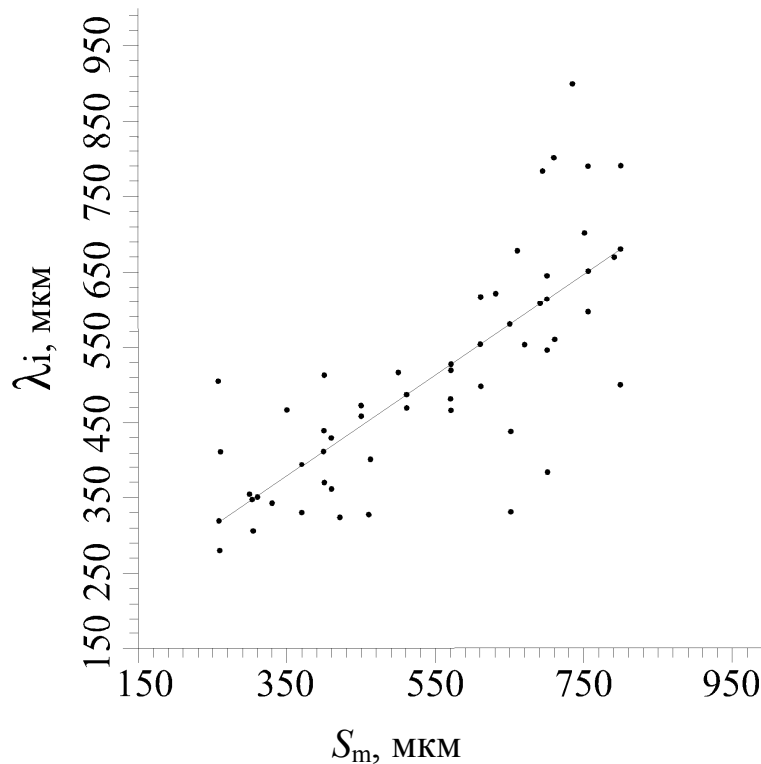


Рис. 4.18. Влияние шага неровностей профиля на волнообразное изменение

Известно, что температура в ванне расплава уменьшается по мере удаления от ее поверхности [188], вызывая увеличение количества мелких кристаллов в расплаве. Таким образом, на третьем этапе в оставшемся (между сдавливаемыми корочками) узком слое расплава с большим количеством кристаллов происходит сжатие (иногда выдавливание мелких кристаллов вверх в сторону ванны расплава), сварка мелких и столбчатых кристаллов, образуя в сечении три ярко выраженные зоны (см. рис. 4.17). Приложенное к валкам усилие устраняет зазор (появившийся на втором этапе), восстанавливая хорошие условия теплоотвода и тем самым инициируя не только процесс структурообразования, но и охлаждение в валках сформировавшейся ленты, понижая ее температуру ниже солидус. На этом заканчивается третий этап и формирование ленты в валках.

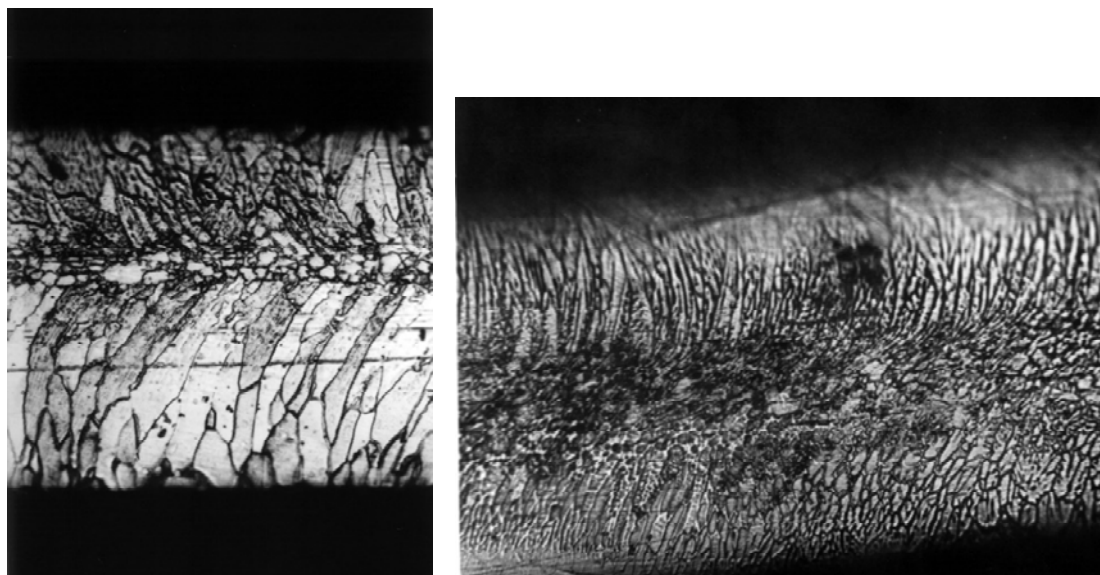
Исследование первых и последних порций закристаллизовавшегося металла показало отсутствие средней зоны равноосных кристаллов, появление и увеличение доли которых в сечении ленты происходит по мере наполнения ванны расплавом. Это позволяет сделать вывод о прямой зависимости доли средней зоны с неориентированной

формой мелких кристаллов в сечении от высоты ванны расплава и толщины получаемой ленты. Изучение продольных шлифов по толщине ленты выявило наклон столбчатых кристаллов в направлении движения ленты (рис. 4.19). Эта особенность связана с уменьшением температуры расплава от поверхности ванны расплава вглубь и существованием в этом направлении второго теплоотода.

Известно, что расстояние между столбчатыми кристаллами зависит от скорости охлаждения [189] и в общем случае имеет вид

$$d = AT^{-n}, \quad (4.2)$$

где  $d$  – величина параметра структуры;  $T$  – скорость охлаждения;  $A$  и  $n$  – постоянные. В зависимости от сплава и условий охлаждения в качестве параметра структуры используется расстояние между ветвями дендритов первых [190] или вторых [191] порядков.



*Рис. 4.19.* Наклон столбчатых кристаллов в направлении движения ленты на микроструктуре продольного сечения ленты по толщине (а) и «замороженное» течение среднего слоя (б)

В настоящей работе для построения распределения структуры по длине, ширине и толщине ленты в качестве параметра структуры  $d$  использовалось расстояние между столбчатыми кристаллами (расстояние между ветвями первого порядка). Для обоснования правомерности параметра структуры  $d$  как характеристики скорости охлаждения выясним влияние гетерогенного зарождения кристаллов на структурообразование при данных условиях.

Наиболее значимым источником гетерогенного зарождения кристаллов в данных условиях могут служить микровыступы поверхности валка. Сравнение средних значений шага неровностей профиля  $S_m$  с параметром структуры  $d$  приведено в табл. 4.1.

Таблица 4.1

**Сравнение средних значений шага неровностей поверхности  $S_m$   
с размером зерна (параметром структуры  $d$ )  
для различных участков от начала ленты**

<b>Расстояние, м</b>	1	6	18	30
<b>Параметр <math>S_m</math>, мкм</b>	69	70	73	75
<b><math>d</math>, мкм</b>	6	12	15	16

Из сравнения следует, что влиянием изменения состояния поверхности валка на структурообразование можно пренебречь, поскольку  $S_m$  в ходе процесса изменяется незначительно, в то время как  $d$  изменяется почти в 3 раза.

Качественный анализ из полученного распределения размера зерна (параметра структуры  $d$ ) по толщине, длине и ширине (рис. 4.20, 4.21) свидетельствует согласно приведенной зависимости (4.2) об изменении скорости охлаждения, которая уменьшается по толщине от поверхности к середине, по длине от начала к концу процесса, а в поперечном направлении ленты – от ее середины к краям. Уменьшение скорости охлаждения по толщине от поверхности к середине по сечению ленты (см. рис. 4.20) связано с ухудшением теплоотвода от расплава к валку по мере роста корочек. Уменьшение скорости охлаждения по длине ленты от начала к концу (см. рис. 4.3, 4.4) связано с нагревом валков в ходе процесса. Это следует из графика зависимости на рис. 4.22 ( $T$  – скорость охлаждения металла, получена с учетом выделенной кристаллизации;  $D$  – величина бочкообразности валка). Уменьшение скорости охлаждения проявляется не только в увеличении параметра  $d$  (см. рис. 4.22), но и в увеличении числа участков с рекристаллизованной средней зоной (см. рис. 4.23).



Рис. 4.20. Изменение среднестатистического размера ширины столбчатых кристаллов (параметр  $d$ ) по толщине ленты длиной 1 м (1) и длиной 21 м (2) от начала процесса

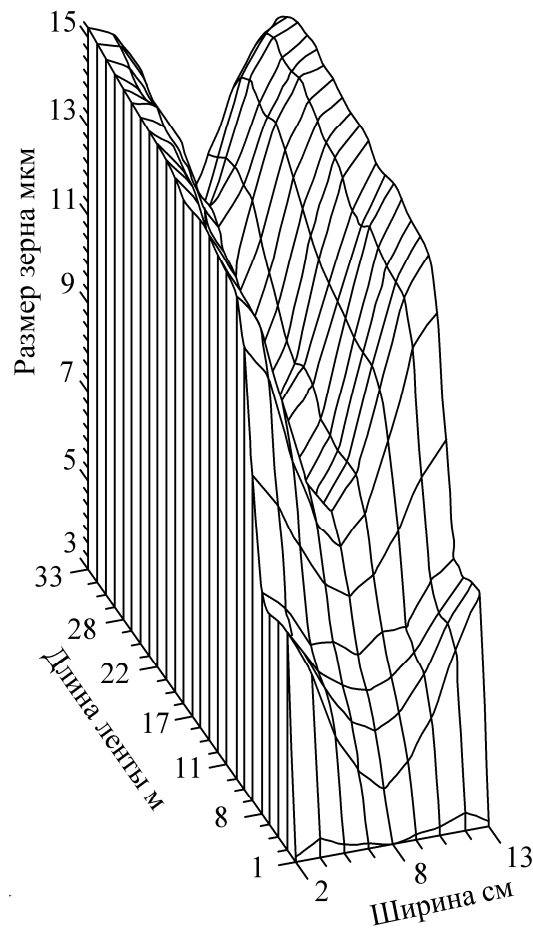


Рис. 4.21. Распределение параметра структуры  $d$  по ленте

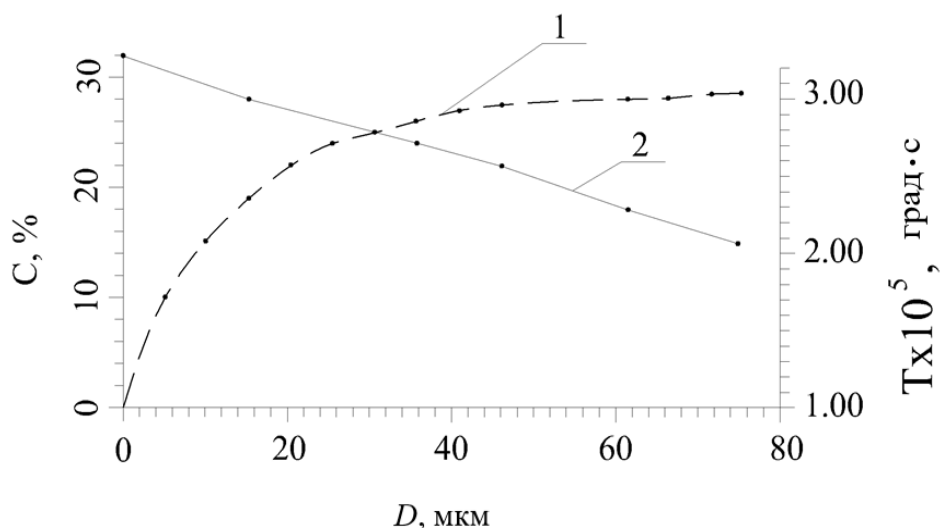


Рис. 4.22. Влияние величины бочкообразности валков на долю зоны с рекристаллизованной структурой  $C$  по ширине (1) и скорость охлаждения металла  $T$  (2)

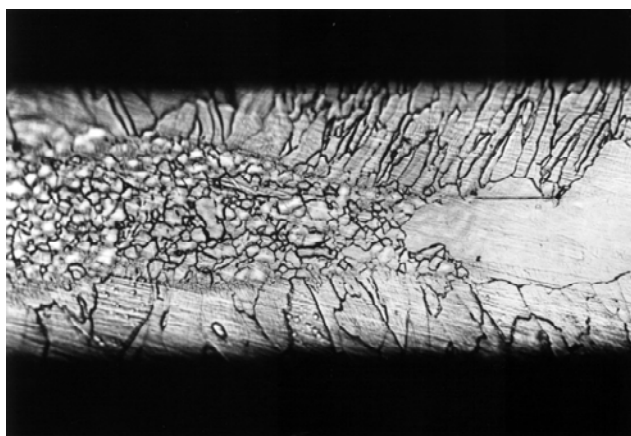


Рис. 4.23. Металлографическая структура сечения ленты с частично рекристаллизованной средней частью (x100)

Уменьшение скорости охлаждения по ширине от середины к краям ленты (см. рис. 4.3, 4.4) связано с большим температурным «набуханием» валков в средней части и приданием им бочкообразной формы в ходе процесса. Поэтому у края валков, где формируются кромки ленты, ванна расплава шире, ниже скорость охлаждения металла и температуры выходящей ленты (см. рис. 4.24) достаточно для протекания в этих местах рекристаллизационных процессов. Для иллюстрации влияния величины бочкообразности валка на структуру и, в частности, на долю рекристаллизованной зоны, зоны с минимальной скоростью охлаждения ( $C = ((K_1 + K_2) / B)100 \%$ , где  $K_1$  и  $K_2$  – ширина у кромок ленты с рекристаллизованной структурой (рис. 4.22),



$B$  – вся ширина ленты) представлена зависимость на рис. 4.22. Асимптотическое стремление величины  $C$  к линейной зависимости объясняется увеличением сплющивания валков при их набухании.

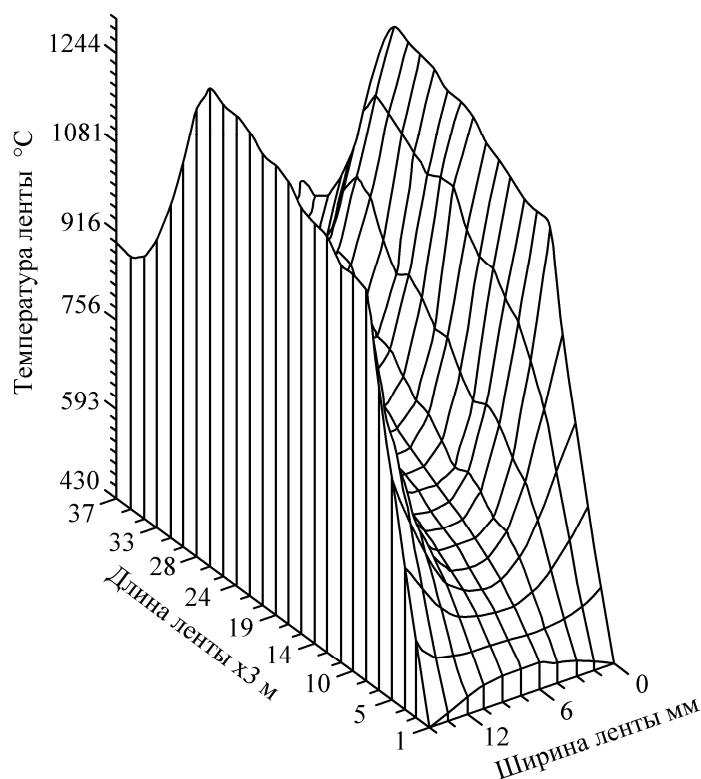


Рис. 4.24. Распределение температуры по ленте

Скорость охлаждения металла определяет большинство характеристик получаемых лент: структуру, уровень остаточных термических напряжений и плотность дефектов кристаллического строения [187], [192], а также температуру ленты при выходе из валков. Сила сжатия валков способствует увеличению скорости охлаждения (улучшает теплоотвод), однако приводит к увеличению плотности дефектов кристаллической структуры при деформации [193].

В начале процесса, когда первые порции металла попадают в створ холодных, сведенных с усилием валков, кристаллизация ленты идет в условиях больших скоростей охлаждения ( $4 \cdot 10^5$  град/с) и давлений (30 кН/см). Нагрев валков в ходе процесса уменьшает скорость охлаждения металла до  $2 \cdot 10^5$  град/с, а растекание расплава в створе валков и связанное с этим увеличение ширины ленты снижает давление до 10 кН/см. Такое изменение условий формирования ленты в ходе процесса приводит к неоднородности структуры и свойств по длине получаемой ленты (рис. 4.26).

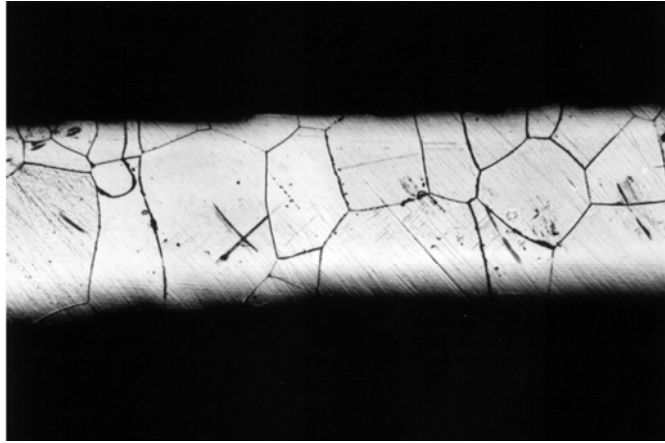


Рис. 4.25. Вид рекристаллизованной структуры у кромок ленты (x100)

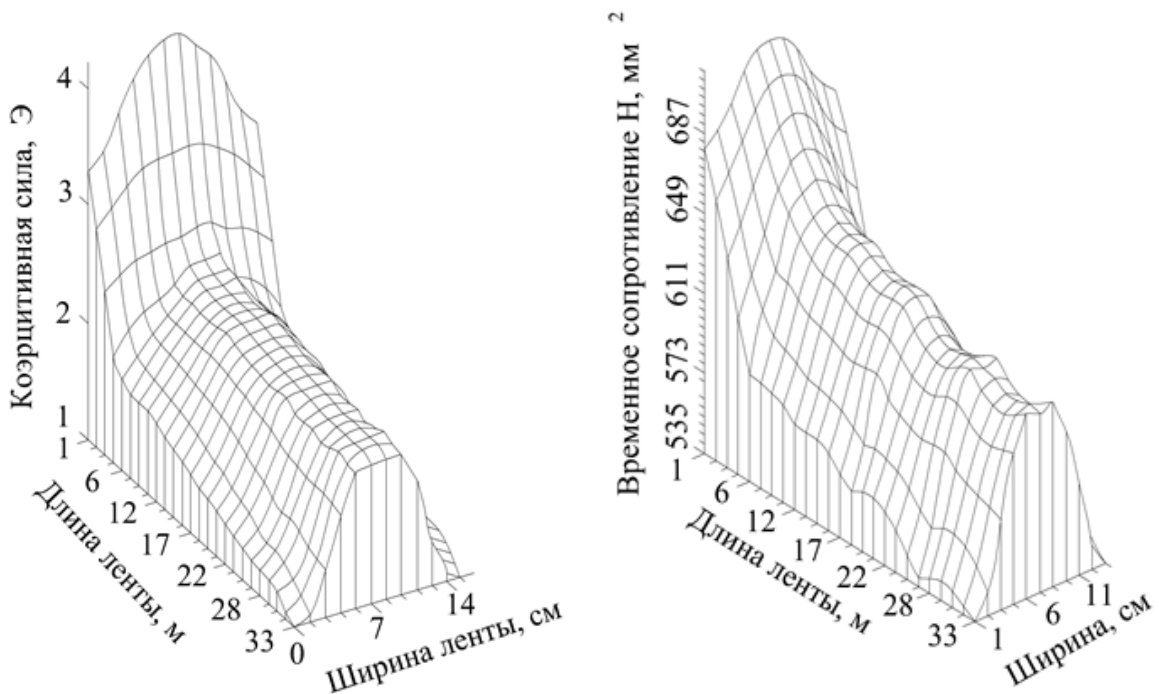


Рис. 4.26. Распределение свойств по длине  $l$  и ширине  $h$  ленты

Магнитные и механические свойства интенсивно изменяются в продольном направлении ленты на начальном интервале, когда идет наполнение ванны расплава (5–10 с от длительности всего процесса); уменьшаются коэрцитивная сила и прочностные свойства (см. рис. 4.26). Аналогичные результаты изменения коэрцитивной силы описаны для однавалковой схемы быстрой закалки [187].

Тепловая деформация валка и принятие им бочкообразного профиля обуславливают различия в скоростях охлаждения и давлений, формируя неоднородность свойств по ширине ленты.

Измерения магнитных и механических характеристик полученной ленты выявили, что по ширине ленты от середины к краям наблюдается уменьшение коэрцитивной силы и прочностных характеристик (см. рис. 4.26). Векторы индукции технического насыщения имеют преимущественное направление  $45^\circ$  к продольной оси ленты, причем частота отклонений от этого направления на 20 % больше у кромок ленты.

Повышение температуры выходящей ленты на последних этапах ее изготовления становится достаточным для протекания релаксационных процессов в средней части структуры ленты как участка с наибольшей внутренней энергией.

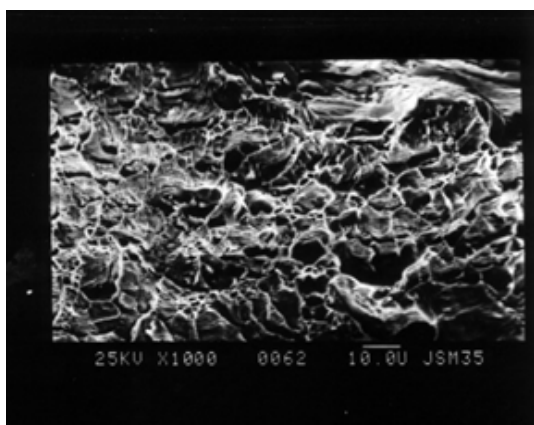
Неодинаковая скорость истечения расплава из раздаточного сопла и наличие зоны прокатки вызывают тепловую деформацию валка, который приобретает бочкообразную форму [124]. В результате этого скорости охлаждения и давления различаются по длине валка, что приводит к формированию неоднородных по ширине ленты структуры и свойств.

Температура краев ленты достигает величины, достаточной для протекания процессов рекристаллизации (см. рис. 4.25), что подтверждает изменение строения изломов, а также увеличение на 20 % отклонений вектора индукции технического насыщения от угла преимущественной ориентации [185].

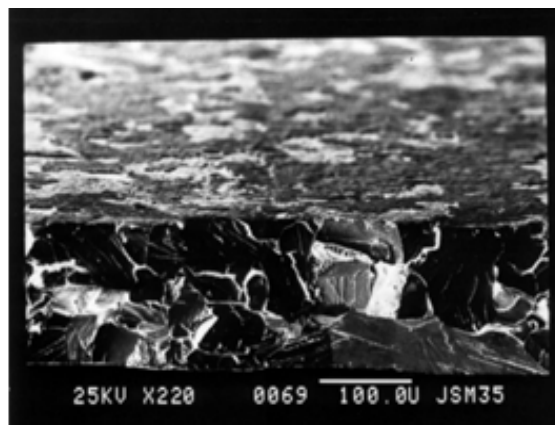
На рис. 4.27 представлены фрактограммы изломов ленты. Излом ленты изменяется от вязкого в середине к хрупкому у кромок (см. рис. 4.27, *а*, *б*). Использование операции смотки приводит к появлению в средней части ленты хрупких участков излома (см. рис. 4.27, *в*).

Анализ структуры ленты, полученной после использования операции смотки, показал, что хотя по толщине также четко выделяются три структурных слоя, морфология их сильно изменена. Приповерхностные слои состоят из мелких зерен, имеющих большеугловые границы (близкими к  $120^\circ$ ) (рис. 4.28). В среднем слое наблюдаются крупные зерна с большеугловыми границами на всем протяжении исследованной ленты (рис. 4.29), с отличием лишь в увеличении их размера от начала к концу процесса. При этом изменений в структуре краевых участков ленты не наблюдается (см. рис. 4.26).

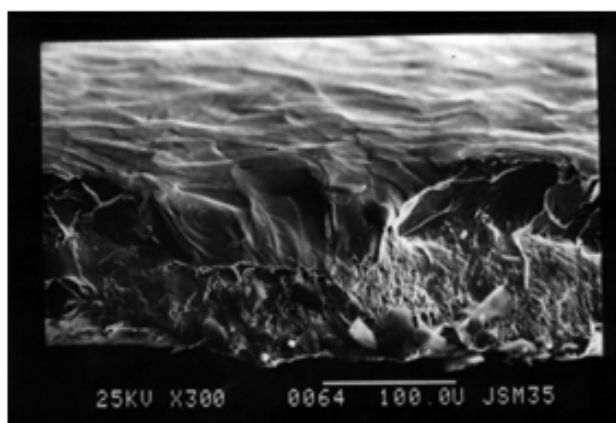
Применение операции смотки ленты приводит к снижению коэрцитивной силы прочностных характеристик (на рисунке не показано). Характер излома изменяется в средней части ленты на частично хрупкий (см. рис. 4.27, *в*).



a)

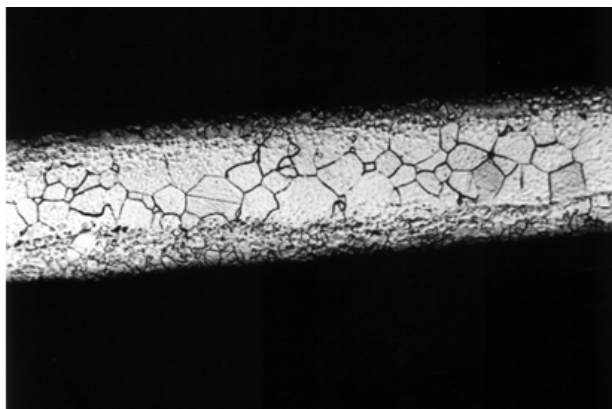


б)

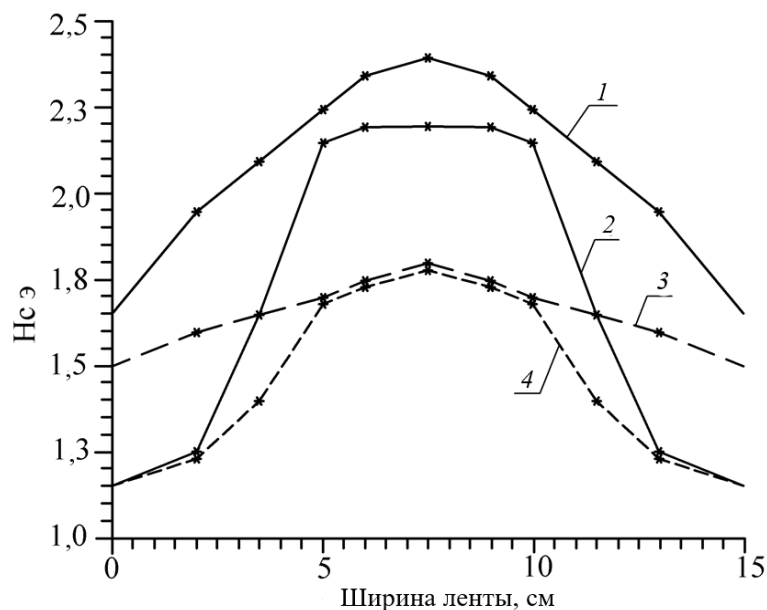


в)

*Рис. 4.27.* Фрактограммы изломов ленты:  
*a, в* – в средней части по ширине ленты, охлажденной  
в свободном положении и в рулоне; *б* – у края



*Рис. 4.28.* Металлографическая структура, полученная  
при охлаждении ленты в рулоне



*Рис. 4.29.* Влияние условий охлаждения на распределение коэрцитивной силы по ширине ленты:  
 1 – в свободном виде начало процесса; 2 – в свободном виде конец процесса; 3 – в смотанном виде начало процесса;  
 4 – в смотанном виде конец процесса

Из полученных данных следует, что применение операции смотки увеличивает время диффузионных и релаксационных процессов, уменьшающих размах неоднородности свойств в ленте. Это обстоятельство дополнительно выравнивает химический состав по толщине ленты. Поскольку коэрцитивная сила (см. рис. 4.26) чувствительна к дефектам кристаллической структуры [194], то можно предположить, что во время релаксационных процессов уменьшается плотность дефектов кристаллической структуры.

## ГЛАВА 5

### КРИСТАЛЛИЧЕСКОЕ СТРОЕНИЕ И СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ СПЛАВА Fe–Si–Al, ПОЛУЧЕННОГО ПРОКАТКОЙ РАСПЛАВА НА ВАЛКАХ СО СВЕРХТОНКИМ БАНДАЖОМ

На концентрационном треугольнике (рис. 5.1) сплав железа с 10 ат. % Al и 16–17 ат. % Si (сендаст) находится в районе пересечения линий нулевых констант магнитной анизотропии  $K$  и магнитострикции  $\lambda_s$ , что обеспечивает ему уникальные физико-механические свойства – высокую магнитную мягкость ( $\mu_0 = 30,10^3$ ;  $\mu_{\max} = 20,10^4$ ;  $H_c \leq 1 \text{ А/м}$ ), высокую твердость и износостойкость [195].

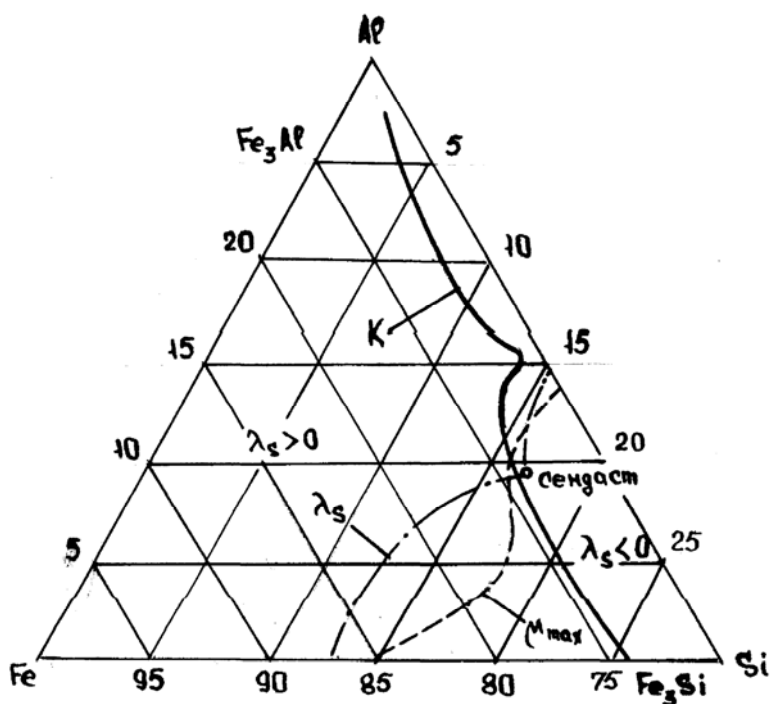


Рис. 5.1. Диаграмма состояния Fe–Fe<sub>3</sub>Si–Fe<sub>3</sub>Al:

$\lambda_s$  – магнитострикции;  $K$  – константа магнитной анизотропии;  
 $\mu_0$  – начальная магнитная проницаемость (сплошная линия –  $K = 0$ ;  
штриховая –  $\mu_{\max}$ ; штрих-пунктирная –  $\mu_s = 0$ );  
концентрация Fe, Al, Si в ат. %

Хрупкость сплавов Fe–Si–Al значительно усложняет технологию производства из него литой быстрозакаленной ленты, что ограничивает применение сплава в промышленности. Существующие методы

быстрой закалки из расплава со скоростями  $10^5$ – $10^6$  град/с обеспечивают получение ленты толщиной 20–50 мкм из труднодеформируемых сплавов, в том числе и сплава Fe–Si–Al. Исследованию структуры, процессов атомного упрочнения, закалочных дефектов, кристаллографической текстуры и других свойств быстрозакаленных сплавов системы Fe–Si–Al посвящен ряд работ [196]–[198], однако их результаты неоднозначны, а порой противоречивы. Кроме того, вне поля зрения остался вопрос исследования сплава сендаст, полученного по схеме двухстороннего охлаждения (метод прокатки расплава) вследствие его высокой хрупкости. Нам удалось впервые получить ленту из сплава Fe–Si–Al (сендаст) толщиной 90–140 мкм методом прокатки расплава на упругих валках-кристаллизаторах [142]. Поэтому представляет большой научный и практический интерес проведение исследований быстрозакаленной ленты в литом состоянии и в процессе изотермического отжига. Термическая обработка ленты проводилась в вакууме  $1,3 \cdot 10^{-4}$  Па в температурном интервале 300–1000 °С. Время изотермического отжига составляло 0,5 ч. Фазовый состав изучался методом рентгеноструктурного анализа на дифрактометре Дрон-ГУМ с использованием  $\lambda_{\text{K}\alpha}$ -Co-излучения и на аппарате УРС-02 в камере КРОС. Микротвердость образцов определяли на микротвердомере ПМТ-3 при нагрузке 150 г и времени 10 с. Методом просвечивающей электронной микроскопии на электронном микроскопе ЭМ-125 исследованы особенности процесса упорядочения и дефектная структура, обусловленная закалкой из расплава сплава. Микроструктуру и кристаллическое строение ленты изучали в продольном и перпендикулярном по отношению к оси ленты направлении на сканирующем электронном микроскопе Nanolab-7 фирмы Opton (ФРГ) и световом микроскопе «Унимет» фирмы «Токио-Байоки». С использованием автоматической текстурной приставки ГП-2 в рентгеновском излучении  $\text{K}\alpha$ -Co сняты полюсные фигуры  $\{110\}$  и  $\{001\}$  в закаленном состоянии. С помощью микрозонда MS-46 фирмы Cameca (Франция) в поглощенных электронах в характеристическом рентгеновском излучении  $\text{K}\alpha$ -Fe,  $\text{K}\alpha$ -Al,  $\text{K}\alpha$ -Si определялось распределение составляющих элементов сплава Fe–Si–Al (сендаст).

Особенностью кристаллического строения тонких лент из сплава Fe–Si–Al (сендаст) является ярко выраженный зонный характер, в которых кристаллы имеют особое расположение, форму и величину. Поверхностная зона (рис. 5.2), которая непосредственно прилегает к по-

верхности валка-кристаллизатора, состоит из столбчатых кристаллов тонкого строения и расположенных перпендикулярно поверхности ленты, т. е. в направлении интенсивного отвода тепла. Средняя зона поперечного сечения ленты состоит из неориентированных кристаллов. Как показывают исследования (рис. 5.3), кристаллы растут от поверхности ленты к ее середине в виде «пучков», причем угол наклона продольных осей последних относительно нормали к поверхности ленты изменяется в пределах  $0-90^\circ$ . Кристаллы, растущие с большими отклонениями от нормали, значительно толще и короче по сравнению с кристаллами, главная ось которых имеет меньшее отклонение от главного направления роста, причем оси всех кристаллов исходят из одного центра (см. рис. 5.3). При повышении температуры металла до  $1600^\circ\text{C}$  и скорости вращения валков до  $7-5$  м/с ( $1000$  об/мин) зона столбчатых кристаллов заметно расширяется, а зона неориентированных – сужается, а в отдельных местах совсем исчезает (рис. 5.4). В зоне неориентированных кристаллов проявляется сосредоточенная усадочная пористость (рис. 5.5), что говорит о недостаточной длине зоны линейного контакта валков и затвердевании ленты за пределами ванны расплава. Нарушение процесса затвердевания проявляется также в образовании неориентированных кристаллов в отдельных местах зоны столбчатых кристаллов у поверхности ленты, что связано с расплавлением столбчатых кристаллов и вытеканием расплава на поверхность ленты. На рис. 5.6 хорошо видны наплывы на поверхности ленты, которые отражают условия охлаждения для данных условий быстрой закалки расплава.

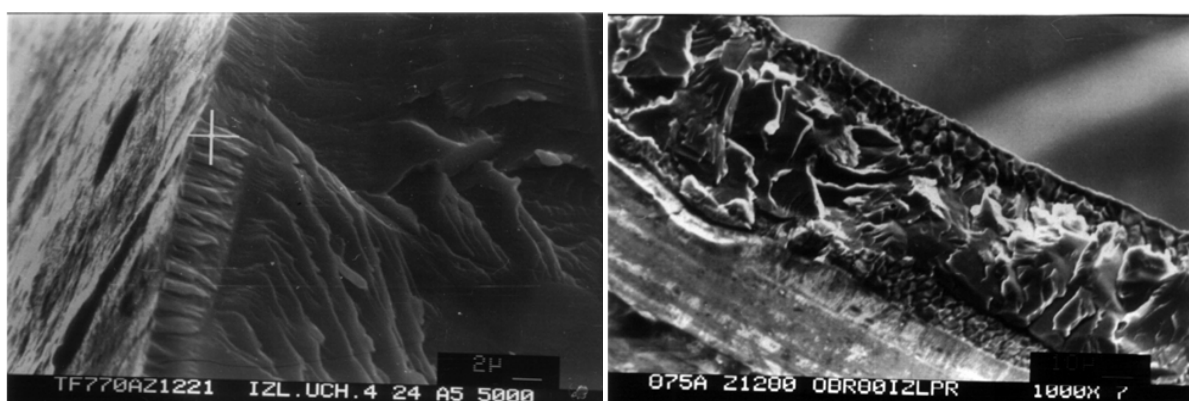
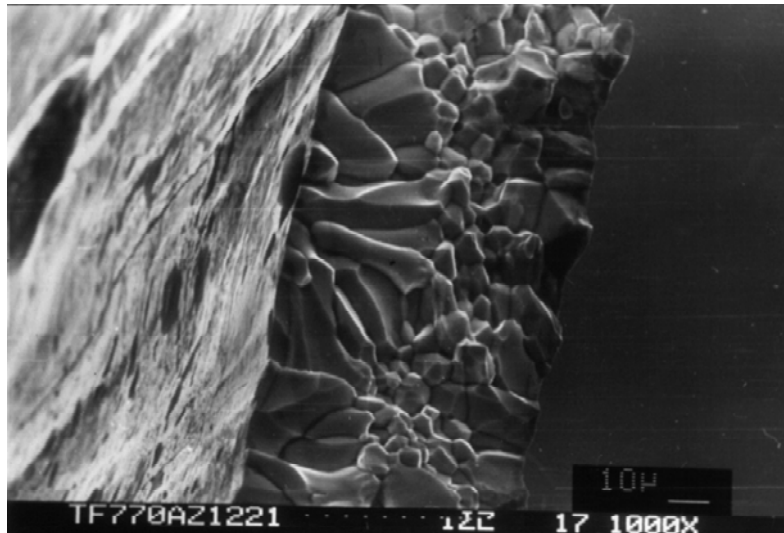
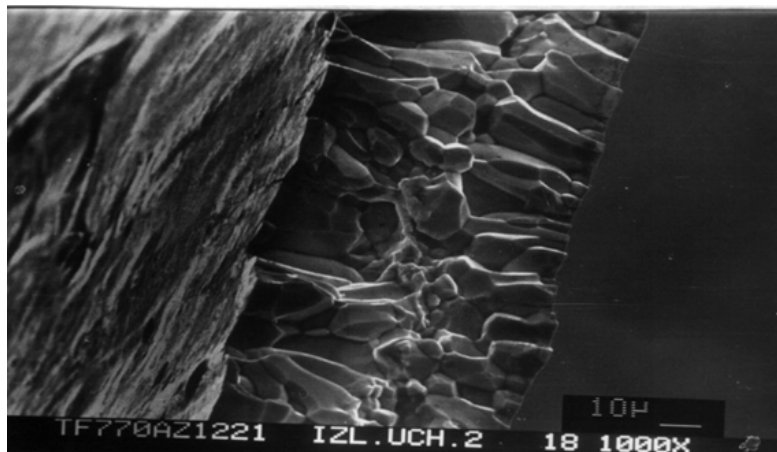


Рис. 5.2. Кристаллическое строение ленты сплава Fe–Si–Al; толщина – 80 мкм

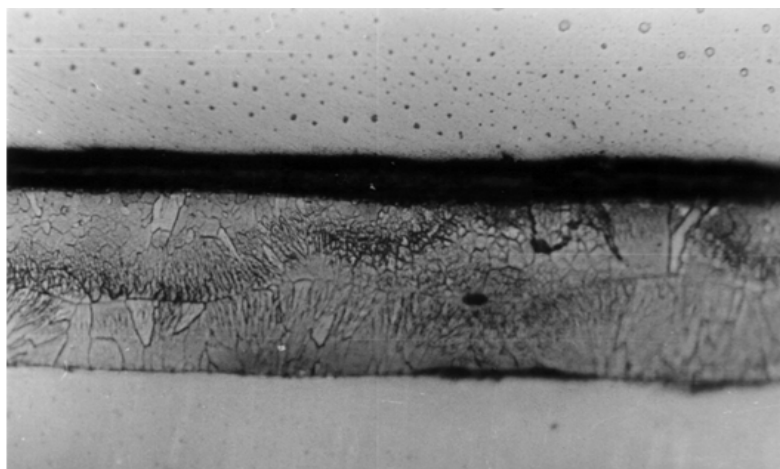




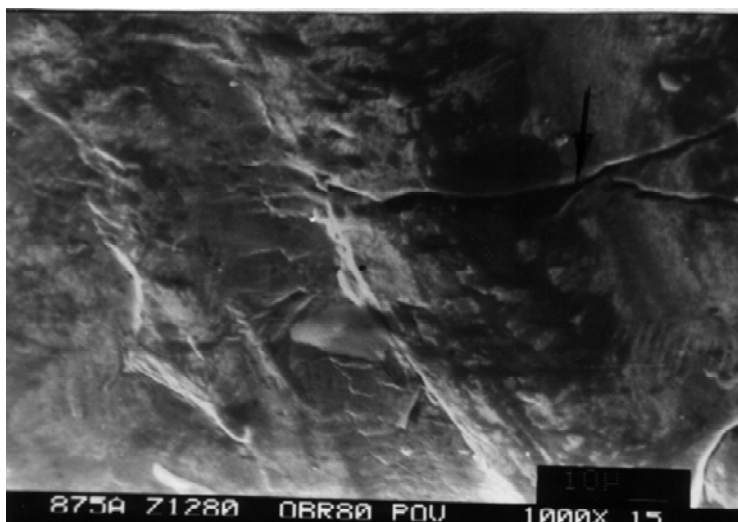
*Рис. 5.3.* Особенности роста кристаллитов при двухвалковой быстрой закалке расплава



*Рис. 5.4.* Влияние параметров на кристаллическое строение ленты

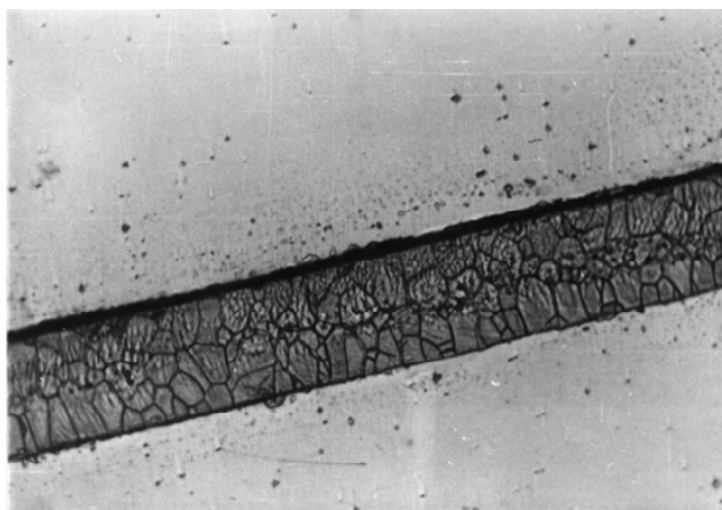


*Рис. 5.5.* Влияние технологических параметров процесса быстрой закалки на строение ленты (продольный шлиф; x200)

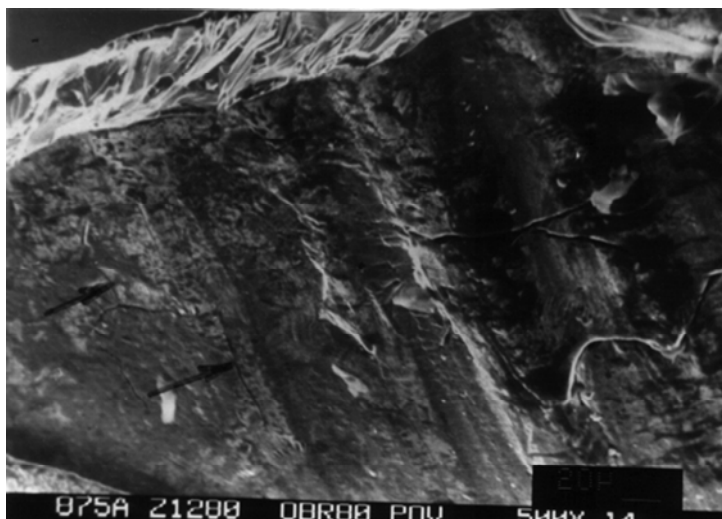


*Рис. 5.6.* Дефекты поверхности ленты – наплывы;  
толщина – 80 мкм

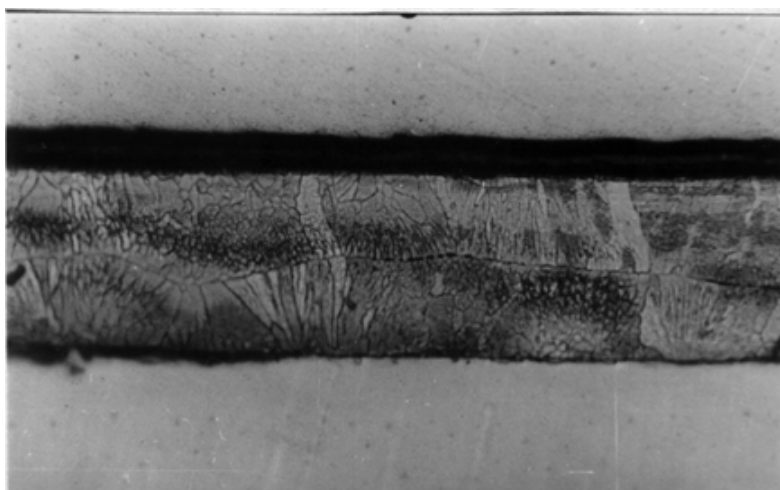
Перегрев выше 80–100 °С и увеличение скорости вращения до 9–11,3 м/с ведет к увеличению количества жидкой фазы, выносимой затвердевающими кромками за пределы ванны, что приводит к возникновению больших раковин (рис. 5.7), сквозных трещин по сечению ленты (рис. 5.8) и расслоению корочек в месте их стыка (рис. 5.9). Уменьшение перегрева до 30–50 °С и скорости вращения валков до 6–7 м/с ведет к тому, что неразветвленные кристаллы растут нормально к поверхности, образуя стык посередине ленты (рис. 5.10). При этом усадочная пористость между кристаллами не наблюдается (рис. 5.11, 5.12).



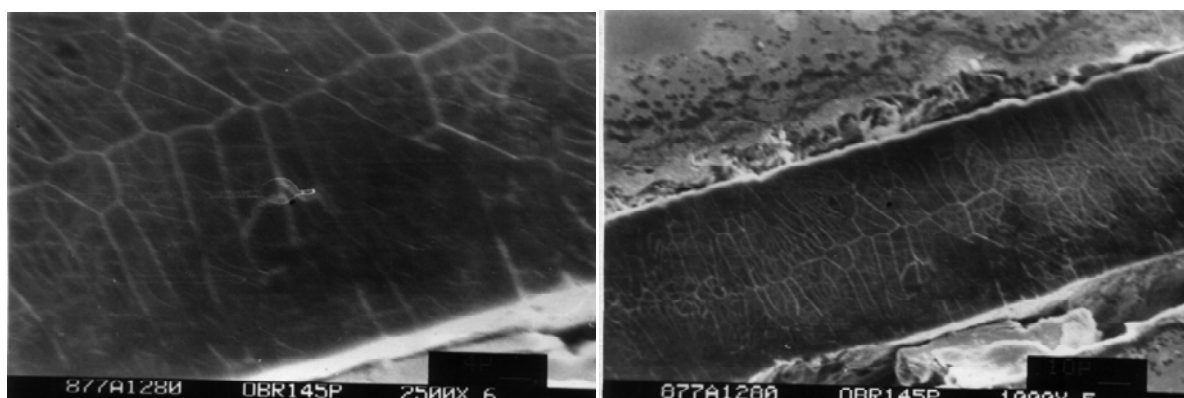
*Рис. 5.7.* Дефекты поверхности ленты – раковины;  
толщина – 80 мкм (продольный шлиф; x200)



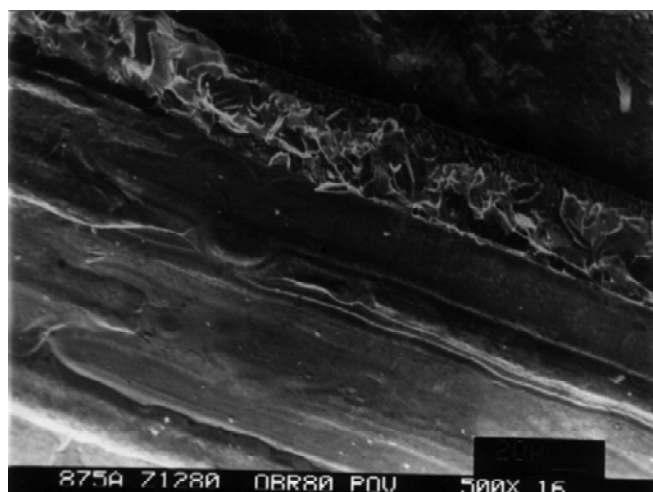
*Рис. 5.8.* Дефекты поверхности ленты – сквозные трещины (поперечный излом)



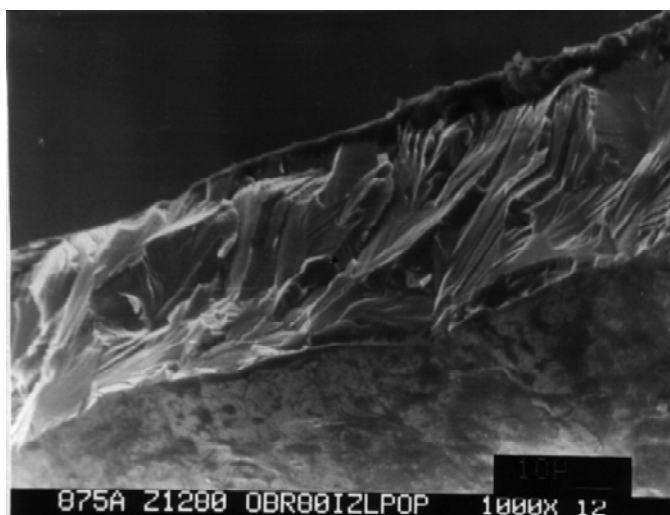
*Рис. 5.9.* Расслоение металла при стыке намораживаемых корочек; толщина – 80 мкм (продольный шлиф; x400)



*Рис. 5.10.* Микроструктура ленты сплава сендаст (продольный шлиф)



*Рис. 5.11.* Кристаллическое строение ленты (продольный излом)



*Рис. 5.12.* Влияние технологических параметров процесса быстрой закалки на строение ленты (поперечный излом)

Приведенный анализ показывает, что температура перегрева расплава, скорость вращения валков-кристаллизаторов, а также зона линейного контакта упругого сплющивания бочек валков имеют большое влияние на формирование кристаллической структуры ленты. Изменяя их значения, можно получать мелкокристаллические ленты без усадочной пористости, влиять на ширину зон столбчатых кристаллов, тем самым изменять физические и механические свойства ленты. Следует отметить, что увеличение зоны линейного контакта сильно влияет на формирование кристаллического строения ленты, способствуя получению более плотного строения изделия в попереч-

ном сечении, что связано с благоприятными условиями охлаждения ленты. Перегретый расплав, имеющий постоянные физические и литейные параметры – поверхностное натяжение, вязкость, жидкотекучесть, подается в межвалковое пространство. Вследствие больших скоростей охлаждения тонкий слой расплава на поверхности валков очень быстро переохлаждается с зарождением многочисленных центров кристаллизации, из которых быстро растут кристаллы с наиболее благоприятной ориентировкой, т. е. направление максимальной скорости роста совпадает с направлением теплоотвода [196], [199]–[201].

Образующие кристаллы сплошным фронтом растут вглубь переохлажденного расплава. По мере роста кристаллов поддерживается большой температурный градиент на внутренней границе области затвердевания между жидким металлом и замороженной корочкой, причем чем больше зона линейного контакта валков-кристаллизаторов, тем в большей степени это проявляется. С увеличением толщины замороженной корочки температурный градиент уменьшается и область затвердевания расширяется с образованием новых центров кристаллизации. Неровности на поверхности валков могут служить центрами зарождения и роста столбчатых кристаллов. Значительное уменьшение скорости роста столбчатых кристаллов на этапе уменьшения температурного градиента приводит к образованию зоны неориентированных относительно мелких кристаллов и прекращению роста столбчатых (характеризуется минимальным температурным градиентом на границе *расплав–корочка*).

Увеличение линейной зоны деформации ведет к тому, что температурный градиент по сечению ленты растет, в результате чего происходит интенсивный рост столбчатых кристаллов с увеличением протяженности их зоны и формированием плотного кристаллического строения ленты; уменьшение этой зоны ведет к уменьшению зоны столбчатых кристаллов из-за снижения скорости охлаждения расплава в зоне прокатки.

Следует отметить, что увеличение зоны линейного контакта валков, а также температуры перегрева расплава в начальный момент времени способствует большему развитию транскристаллизации, расширяющей зону столбчатых кристаллов по сечению. Увеличение скорости вращения валков приводит в определенной степени к росту среднего перегрева расплава, т. е. к увеличению температурного градиента на границе *расплав–корочка*. А это значит, что с увеличением

скорости (в определенных пределах) растет и транскристаллизация расплава. Как показали экспериментальные исследования, у лент из сплава Fe–Si–Al толщиной 90–140 мкм зона столбчатых кристаллов ярко выражена и занимает  $1/2$ – $3/4$  сечения (см. рис. 5.9). Более низкая скорость вращения валков при фиксированном перегреве расплава в момент заливки выраженной зоны столбчатых кристаллов у лент толщиной 30 мкм может не наблюдаться, а кристаллы характеризуются более грубым строением по всему сечению (рис. 5.11, 5.12).

Сочетание больших скоростей вращения валков, перегрева при малой зоне линейного контакта ведет к тому, что затвердевание происходит в тонком поверхностном слое при высоком температурном градиенте. Кратковременный контакт расплава с валками не позволяет полностью закристаллизироваться последнему в пределах зоны линейного контакта. Окончательное затвердевание происходит за пределами зоны и характеризуется замедленным охлаждением. Возникают разрывы намороженных корочек вынесенным незатвердевшим расплавом с образованием наплывов, сквозных трещин, раковин осевой пористости и расслоения корочек (см. рис. 5.6–5.8). Дальнейшее увеличение перегрева расплава и скорости вращения ведет к увеличению объема выносимого за пределы расплава, что способствует образованию утолщенных кристаллов по сечению. Это происходит вследствие медленного охлаждения и наличия значительной температуры ввиду большого перегрева металла, что ведет к расплавлению первичного дендритного каркаса и образованию на поверхности ленты наплывов. Окончательно лента затвердевает при малой интенсивности охлаждения и отсутствии подпитки расплавом, а это является причиной возникновения пористости по всему сечению ленты (см. рис. 5.7).

Средний размер зерна определяли по методике работы [202]. В исходном (литом) состоянии структура сплава Fe–Si–Al отличается крупнокристаллическостью со средним размером зерна  $d_{\text{ср}} \sim 100$  мкм. В закаленных из расплава и отожженных при низких температурах образцах четко выявляется структура столбчатых кристаллов, средняя длина которых составляет  $\sim 20$ – $30$  мкм при ширине 4–8 мкм в зависимости от режимов закалки. Центральная зона ленты характеризуется структурой с размером зерна  $\sim 10$ – $12$  мкм. Травление ленты позволило выявить ячеистую субструктуру, возникающую в процессе кристаллизации (рис. 5.13).

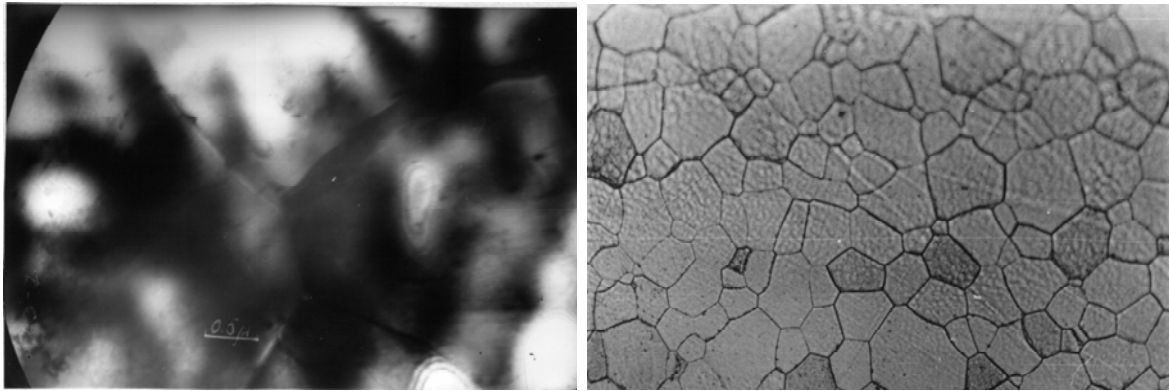


Рис. 5.13. Ячеистая структура ленты, полученной быстрой закалкой расплава в двух валках

Проведенный количественный анализ с помощью микрозонда MS-16 фирмы Cameca по точкам, расположенным по границам ячеек и внутри них, позволяет выявить обогащение границ ячеек атомами растворенных компонентов (Si, Al), причем обогащение атомами Si выражено в большей степени, чем атомами Al. По мере увеличения температуры отжига происходит изменение среднего размера зерна, причем характер кривых для быстрозакаленных лент различной толщины подобен (рис. 5.14). В интервале температур 300–500 °С имеет место уменьшение размера зерна с минимумом в точке 500 °С. В интервале температур 500–900 °С рост зерен заторможен и средний размер их составляет 8–15 мкм. Происходит формирование столбчатой структуры на всю толщину ленты. По мере увеличения температуры выше 900 °С подвижность границ зерен повышается и наступает процесс собирательной рекристаллизации с резким ростом размера зерна с 10–12 мкм до 100 мкм; кинетика и степень развития данного процесса зависят от среднего размера зерна в исходном состоянии. Следует отметить, что при температуре больше 900 °С ячеистая субструктура закаленной ленты исчезает. Характер распределения микротвердости быстрозакаленных лент сплава Fe–Si–Al и ее изменение в процессе изотермического отжига (рис. 5.15) отражает изменения микроструктуры. Возрастание микротвердости при низкотемпературном отжиге вызвано дальнейшим развитием процесса упорядочения по типу  $DO_3$ , что следует из рентгеноструктурных исследований. При высоких температурах степень порядка уменьшается и микротвердость снижается.

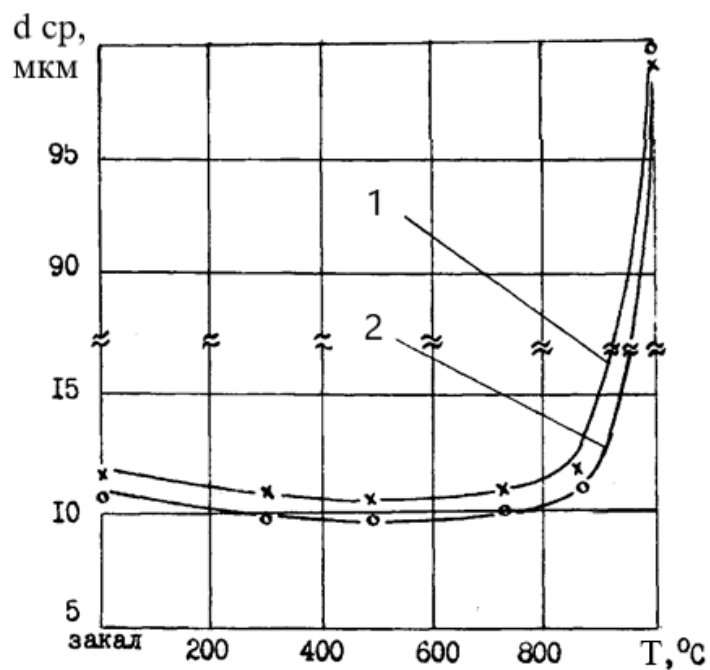


Рис. 5.14. Зависимость размера зерна  $d_{ср}$  от температуры отжига (время отжига 0,5 ч)

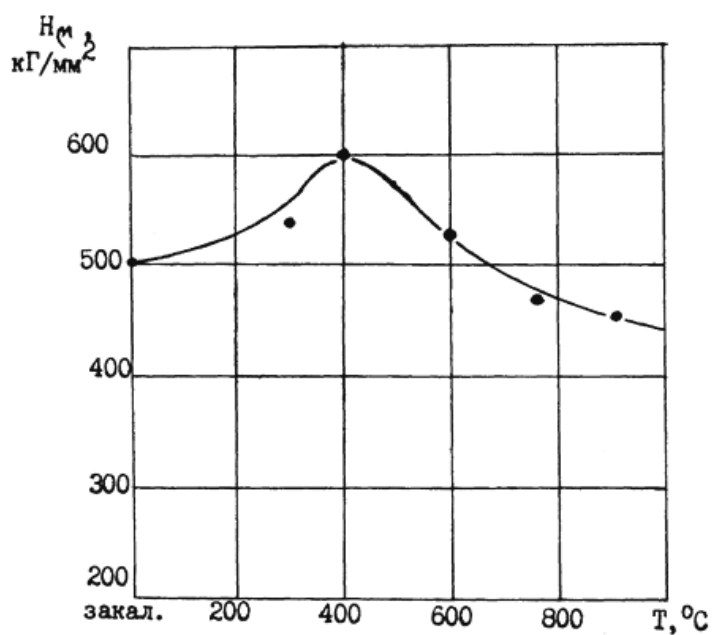


Рис. 5.15. Зависимость микротвердости сплава сендаст от температуры отжига

Быстрозакаленные ленты прокаткой расплава на упругих бочках валков-кристаллизаторов характеризуются ярко выраженной кристаллическостью. Основные линии на дифрактограмме, которые относятся к фазе  $\alpha$ -Fe, очень интенсивные; присутствуют все отражения, которые могут быть зафиксированы на Co-излучении. Дифракционные



линии четкие, дуплет  $\kappa_{\alpha 1-\alpha 2}$  разрешен, а уширения линий не наблюдается. Кроме отражений от фазы  $\alpha$ -Fe на рентгенограмме присутствуют некоторые линии, не относящиеся к ОЦК-решетке (табл. 5.1).

Таблица 5.1

**Набор дифракционных линий, полученных  
на сплаве Fe–Si–Al (сендаст) в закаленном состоянии  $\lambda\kappa_{\alpha}$ -Co**

<b>2<math>\theta</math></b>	25,2	26,2	29,2	31,8	36,8	47,0	52,9	68,2	77,0	100,5	107
<b><i>d</i></b>	4,09	3,91	3,54	3,26	2,83	2,0	1,99	1,63	1,43	1,17	1,15
<b>Фаза</b>	–	–	–	(111) Fe <sub>3</sub> Si	(200) Fe <sub>3</sub> Si	$\beta$ -изл $\alpha$ -Fe	(110) $\alpha$ -Fe	(222) Fe <sub>3</sub> Al	(200) $\alpha$ -Fe	(211) $\alpha$ -Fe	(422) Fe <sub>3</sub> Si

Для решения вопроса об индицировании указанных линий необходимо принять во внимание возможность упорядочения в сплаве и появлении сверхструктурных линий. Концентрационный состав сплава Fe–Si–Al (сендаст) согласно диаграмме состояния (см. рис 5.1) определяет его фазовый состав как твердого раствора Si и Al в решетке  $\alpha$ -Fe, в котором при изменении температуры происходит фазовое превращение типа «порядок»–«беспорядок». Состав сплава по Si отличен от стехиометрического состава Fe<sub>3</sub>Si (25 ат. % Si) и расположен внутри концентрационной области упорядочения вблизи ее границ. Выше температуры 450–500 °С сплав переходит полностью в разупорядоченное состояние. Что касается состава по Al, то он весьма далек от стехиометрического состава Fe<sub>3</sub>Al и находится за пределами области существования упорядоченной фазы [203]. Все эти данные свидетельствуют о малой величине достижения степени порядка в исследуемом сплаве. Упорядочение в соединении типа Fe<sub>3</sub>–Si и Fe<sub>3</sub>Al рассматривается как изменение порядка в чередовании атомов в углах как внутри ячейки  $DO_3$ -типа в целом, так и в 1/8 ее части (псевдо-ОЦК-ячейка, упорядоченная по  $B2$ -типу) [198], [204]. Известно [198], что для сплавов, содержащих более 12,5 ат. % Si (в исследуемом сплаве содержится 16–17 ат. % Si), сверхструктура  $B2$  образуется непосредственно из расплава, а при охлаждении реализуется переход  $B2 \rightarrow DO_3$ . Поэтому, учитывая условия получения исследуемой ленты путем прокатки расплава сплава Fe–Si–Al на упругих валках-кристаллизаторах, можно ожидать фиксации упорядочения по типу  $B2$  или  $DO_3$ .

Дифракционные картины, отвечающие упорядоченным структурам  $\text{Fe}_3\text{Si}$  и  $\text{Fe}_3\text{Al}$ , характеризуются следующим набором рефлексов, указанных в табл. 5.2 [205].

Таблица 5.2

**Межплоскостные расстояния упорядоченных структур типа  $\text{Fe}_3\text{Si}$  и  $\text{Fe}_3\text{Al}$  [205]**

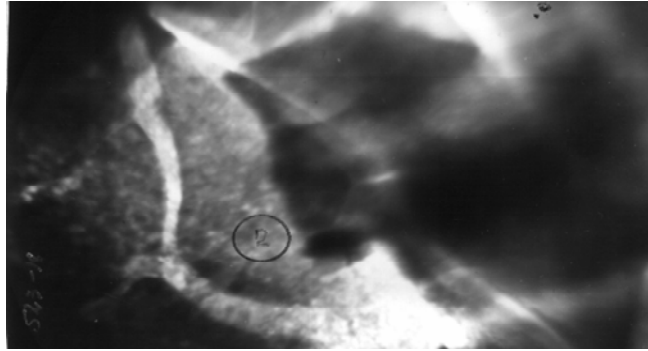
$\text{Fe}_3\text{Si}$					$\text{Fe}_3\text{Al}$				
HKL	$D$	$J$	$\theta$	$2\theta$	HKL	$d$	$J$	$\theta$	$2\theta$
111	3,259	Средняя	15,9	31,8	111	3,340	Средняя	15,5	31
200	2,822	Сильная	18,44	36,88	200	2,888	Слабая	18	36
220	1,996	Слабая	26,55	53,12	220	2,043	Очень сильная	25,9	51,8
311	1,702	Слабая	31,62	63,2	311	1,742	Очень слабая	38	61,6
222	1,629	Сильная	33,22	66,25	222	1,668	Очень слабая	32,36	64,72
400	1,411	Сильная	39,24	78,5	400	1,450	Сильная	38	76
331	1,295	Очень сильная	43,56	87,12	331	1,326	Очень слабая	42,3	84,6
420	1,262	Средняя	45,02	90	420	1,292	Очень слабая	43,7	87,4
422	1,152	Средняя	50,08	101,6	422	1,1796	Очень сильная	49,72	99,4

Анализ дифрактограммы свидетельствует о том, что дифракционные максимумы под углами  $2\theta = 31,8$  и  $36,8$  соответствуют отражениям от плоскости (111);  $d = 3,259 \text{ \AA}$  и (200);  $d = 2,822 \text{ \AA}$  для  $\text{Fe}_3\text{Si}$ , которые являются сверхструктурными линиями, характеризующими упорядочение твердого раствора по типу  $DO_3$ . В случае фиксации упорядочения  $B2$  на дифрактограмме присутствовала бы дифракционная линия (200) и отсутствовало отражение (111). Наличие дифракционной линии (111) указывает, что условия охлаждения данного сплава таковы, что в итоге сохраняется сверхструктура  $DO_3$ . Кроме рассмотренных отражений, наблюдается линия под углом  $2\theta = 31^\circ$ , которая может быть отнесена к фазе  $\text{Fe}_3\text{Al}$ . Линии под углами  $2\theta = 25,2^\circ$ ,  $2\theta = 26,9^\circ$  и  $2\theta = 29,2^\circ$  не относятся к сверхструктурам типа  $DO_3$ . Их нельзя также отнести к сверхструктурам  $\text{Fe}_3\text{Si}$  и  $\text{Fe}_3\text{Al}$ , которые допустимы в сплаве данного состава из-за резкого его охлаждения. Данные отражения существуют и в литом состоянии, однако значительно более слабые

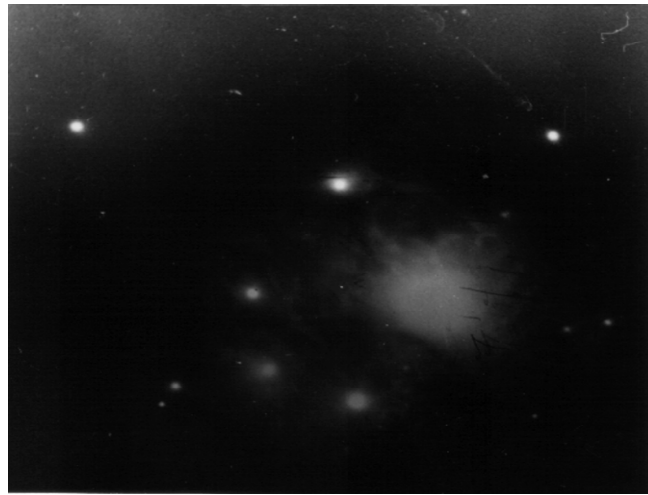
по сравнению с исследуемой быстрозакаленной лентой, что указывает на наличие в сплаве кроме Al и Si других элементов, взаимодействие которых может вызвать появление фаз с большими значениями параметра кристаллической решетки. Меньшая интенсивность дифракционных линий при названных углах в литом состоянии связана с крупнокристаллической структурой, о чем свидетельствуют отдельные крупные рефлексы на рентгенограмме. Используя метод просвечивающей электронной микроскопии, удалось идентифицировать линии под углами  $2\theta = 25,2^\circ$ ,  $2\theta = 26,9^\circ$  и  $2\theta = 29,2^\circ$ , которые, по всей вероятности, относятся к фазе  $\text{SiO}_2$ .

Установлено [206], что при совместном воздействии на вещество высокого давления и сдвиговой деформации происходит интенсивное перемешивание на молекулярно-атомном уровне. Кроме того, в работе [207] ставится вопрос о дроблении кристаллов и возможной аморфизации вещества в результате действия высокого давления и сдвиговой деформации. Аналогичному воздействию подвергался исследуемый сплав в процессе прокатки его расплава. Эксперименты по кристаллизации аморфных сплавов системы Fe–В при воздействии высокого давления и сдвиговых деформаций [207] показали, что аморфный объем сплавов после обработки уменьшался, т. е. имеет место облегчение процесса кристаллизации аморфного сплава в условиях, когда происходит направленная диффузия значительного числа атомов.

На рис. 5.16 представлена типичная микроструктура сплава сендаст и его рентгенограммы после прокатки расплава на упругих валах-кристаллизаторах. Можно видеть, что в структуре сплава присутствуют зоны с различной степенью кристаллическости вплоть до рентгеноаморфной на уровне субструктуры. Они отражают процесс влияния высокой скорости охлаждения расплава с одновременным воздействием сдвиговых деформаций и высоких давлений. После отжига образцов быстрозакаленной ленты сплава Fe–Si–Al (сендаст) при температурах не выше  $550^\circ\text{C}$  присутствуют все линии, отмеченные в закаленном сплаве. Существенных изменений на дифрактограмме не наблюдается, прослеживается только усиление интенсивности линии (111), отвечающей фазе  $\text{Fe}_3\text{Al}$  при температурах отжига  $300$  и  $400^\circ\text{C}$ , что может свидетельствовать о дальнейшем развитии процесса упорядочения при низкотемпературном отжиге. Отжиг при  $550^\circ\text{C}$  резко снижает интенсивность линий (111), а при более высоких температурах отжига ( $700$  и  $850^\circ\text{C}$ ) она не наблюдается, что соответствует температурной границе существования сверхструктуры  $\text{Fe}_3\text{Al}$ .



a)



б)

Рис. 5.16. Микроструктура (а) и рентгенограмма зоны 2 (б) сплава сендаст после двухвалковой закалки его расплава

В камере КРОС зафиксирована основная линия (310)  $\alpha$ -фазы. Точечная рентгенограмма свидетельствует о том, что размеры зерен составляют несколько микрон. Однако заметно разбиение рефлексов на отдельные мелкие пятна вдоль радиальной линии, что указывает на наличие субструктуры вытянутых кристаллов. С повышением температуры отжига рост кристаллов протекает крайне замедленно и только после отжига при температуре 850 °С заметно влияние на вид рентгенограммы процесса собирательной кристаллизации.

Ячеистая субструктура быстроокаленной ленты (см. рис. 5.13) говорит о том, что затвердевание расплава осуществляется движением ячеистого фронта кристаллизации, который обусловлен концентрационным переохлаждением расплава, т. е. имеет место различие в химическом составе границ ячеек, где наблюдается обогащение атомами растворенных элементов, по сравнению с центральными ее областями. В данном случае роль накапливающихся на фронте кристал-

лизации примесей, которые в дальнейшем концентрируются по границам ячеек, выполняют атомы Si, в меньшей степени – атомы Al, что подтверждено с помощью микроскопа MS-46 «Сатосеа».

Микроструктура сплава Fe–Si–Al, полученного прокаткой его расплава на упругих валках-кристаллизаторах, также как и полученного методом спиннингования, соответствует особенностям микроструктуры, формирующейся при быстрой кристаллизации, т. е. присутствует наличие развитой столбчатой структуры кристаллитов, нормально расположенных к поверхности охлаждения. В центральных зонах, где теплоотвод непосредственный затруднен, зерна вытянуты в поперечном направлении, что соответствует направлению движения ячеистого фронта кристаллизации.

Исследования сплава сендаст выявили особенность его структуры в состоянии после быстрой закалки, которая заключается в затрудненном росте зерен при нагревании в интервале до 900 °С несмотря на возможность их миграции вследствие сильной неравновесности сформировавшейся структуры, что подтверждает выводы авторов. Данное явление может быть связано с повышенной плотностью субмикропор и дислокационных петель в приграничных объемах зерен и по их границам, а также с влиянием поверхности на миграцию столбчатых кристаллов. Процессы, происходящие в интервале температур до 900 °С, находятся в соответствии с нормальным ростом зерен, которые не получают своего развития. При температурах отжига выше 1000 °С развиваются процессы избирательного роста кристаллов, ведущие к увеличению среднего размера зерна на порядок, что связано с явлением квазивторичной рекристаллизации в однофазных микрокристаллических сплавах после высокоскоростной закалки из расплава.

Роль ингибиторной фазы, необходимой для протекания данного процесса квазивторичной рекристаллизации, играют дефекты вакансионного происхождения [198], [208] – субмикропоры, плотность которых падает при данных температурах.

На рис. 5.17 представлены изображения участка фольги прокатанного сплава сендаст при действии сверхструктурных рефлексов различного типа. Система термических антифазных границ (рефлекс (111)) формирует структуру сплава по типу «швейцарского сыра», что соответствует перераспределению атомов по двум подрешеткам упорядочения (см. рис. 5.17). Для действующего рефлекса (222) обычный дифракционный контраст от термических антифазных границ не возникает (рис. 5.18). Изучение электронно-микроскопического контраста при

действию рефлекса (222) выявило слабый контраст от антифазных границ, формирующих дифракционный контраст при действии сверхструктурных рефлексов (111), который носит полосчатый характер и дифракционную природу. Таким образом, прокатка расплава сплава Fe–Si–Al (сендаст) на упругих валках-кристаллизаторах, которая реализует двухстороннюю высокоскоростную закалку, обеспечивает появление так называемого аномального контраста, природа которого подробно описана в работе [198] на примере спиннингования расплава сплава сендаст.

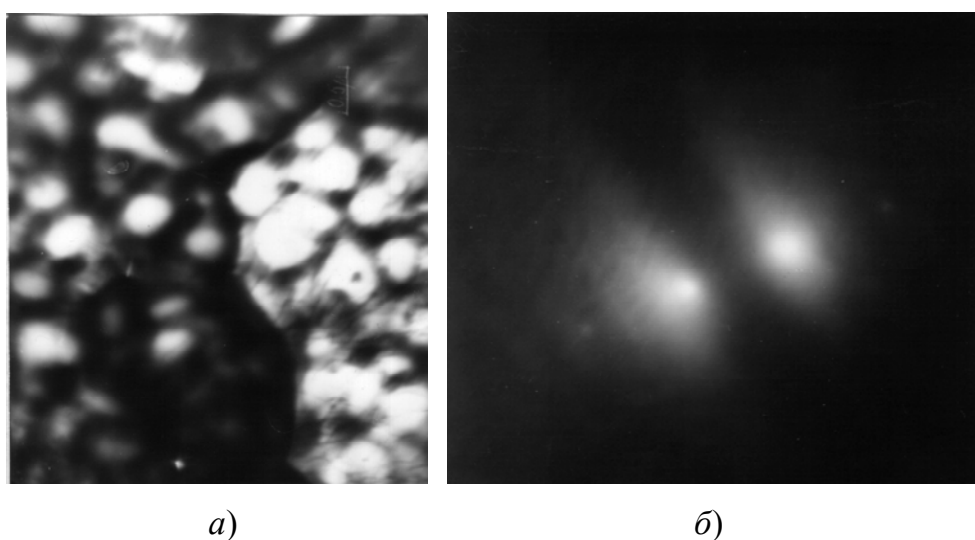


Рис. 5.17. Темнопольное изображение участка кристалла сплава сендаст при действии сверхструктурных рефлексов (111) (а) и его рентгенограмма (б)

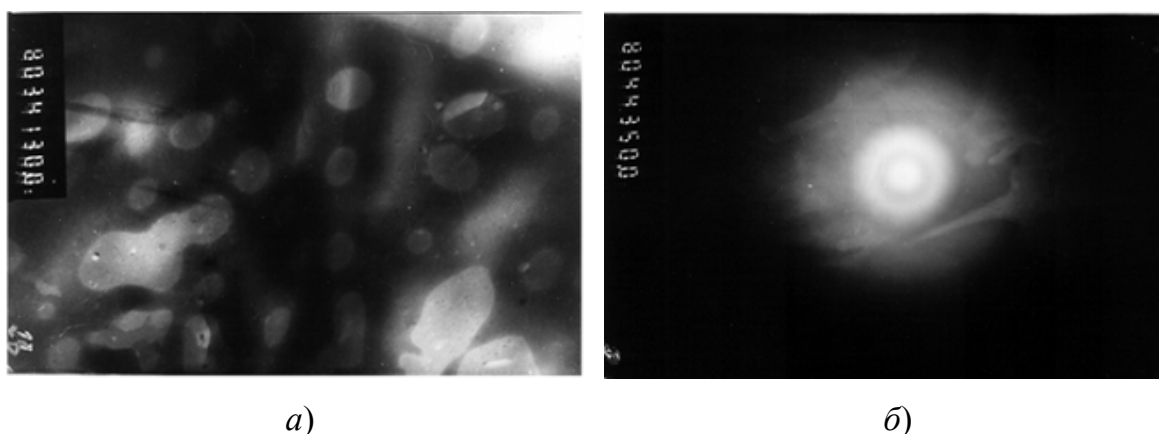


Рис. 5.18. Темнопольное изображение участка кристалла сплава сендаст:  
 а – при действии сверхструктурных рефлексов (222);  
 б – его рентгенограмма

Из рис. 5.17 и 5.18 видно, что средний эффективный размер доменов, разделенных границами, составляет 50–100 нм и зависит от режимов быстрой закалки расплава. Термическая стабильность эффективного размера доменов сохраняется до температуры отжига 480–520 °С, после чего их размеры резко увеличиваются, что говорит об интенсификации в данных условиях подвижности доменных границ. Представленные исследования показывают, что в сплаве Fe–Si–Al (сендаст), расплав которого подвергнут двухвалковой прокатке на упругих бочках валков-кристаллизаторов, реализуется фазовый переход  $B2 \leftrightarrow DO_3$ . Двухсторонняя высокоскоростная закалка расплава данного сплава обеспечивает существенное пересыщение твердого раствора закалочными вакансиями, имеющими тенденцию к упорядоченному расположению в подрешетке сверхструктуры  $DO_3$ , что вызывает появление полосчатого контраста от антифазных границ при действии основных отражений [209].

Структурная модель наблюдаемого явления может быть представлена следующим образом [198]. При температуре фазового перехода  $B2 \rightarrow DO_3$  возникает избыток атомов Si и Al в соответствующей подрешетке упорядочения, который создает недостаток атомов Fe в других подрешетках. Вследствие создания достаточно высоких скоростей закалки, которые достигаются при упругом сжатии валков с созданием зоны линейного контакта в очаге деформации, обеспечивается высокая концентрация неравновесных вакансий, которые компенсируют недостаток атомов Fe. Вакансии, выполняя роль третьего компонента, располагаются не в трех, а в двух подрешетках, занятых атомами Fe. Это приводит к тому, что при соприкосновении доменов, упорядоченных по типу  $DO_3$ , наряду с антифазным сдвигом  $\alpha$  (100) возникает аномальный антифазный сдвиг типа  $\alpha/2$  (111) между подрешетками, занятыми вакансиями и от них свободными, при этом формируется кристаллографический тип метастабильной трехкомпонентной сверхструктуры  $DO'_3$ , где одним компонентом являются избыточные вакансии [198].

Резкое охлаждение из расплава в условиях одновременного воздействия давления может вызвать появление в ленте различного рода нарушений кристаллической решетки, таких как статические искажения, внутренние локальные напряжения, повышенная плотность дислокаций, а также изгиб и фрагментация зерен. Дефекты оказывают влияние на магнитные свойства сплава, в частности, могут привести к повышению коэрцитивной силы и росту гистерезисных потерь.

Дефекты кристаллической решетки могут быть установлены и проанализированы при использовании метода рентгеноструктурного анализа, поскольку влияют на дифракционную картину, изменяя интенсивность и форму дифракционных линий. Микронапряжения кристаллической решетки и измельченность блоков до размера в см приводят к уширению дифракционных линий (физическое уширение), но могут быть разделены, поскольку отвечают зависимости уширения от угла отражения рентгеновских лучей. Истинное (физическое) уширение устанавливается путем выделения доли уширения, связанной с геометрическим фактором. Выделения из величины физического уширения доли, обусловленной наличием микроискажений и доли уширения, вызванной дисперсностью блоков, могут быть произведены по методу аппроксимации. Физическое уширение линий на рентгенограмме может быть представлено в виде

$$\beta = \frac{mn}{\int_{-\infty}^{+\infty} M(x)N(x)dx}, \quad (5.1)$$

где  $m$  и  $M(x)$  – часть уширения и функция распределения интенсивности, соответствующие дисперсности блоков;  $n$  и  $N(x)$  – часть уширения линий и функция распределения интенсивности, соответствующие микронапряжениям.

В случае использования в качестве аппроксимирующей функции – функции Гаусса решение интеграла (5.1) дает соотношение

$$\beta^2 = m^2 + n^2.$$

Определение микронапряжений по уширению линий производится по формуле

$$\frac{\Delta\alpha}{\alpha} = \frac{n}{4R} \operatorname{ctg}\theta, \quad (5.2)$$

где  $\alpha$  – период решетки;  $n$  – часть истинного уширения линий, связанная с микронапряжениями;  $R$  – расстояние от образца до счетчика излучения;  $\theta$  – угол отражения.

Для перехода от  $\Delta\alpha/\alpha$  к величине, имеющей размерность напряжения, используем соотношение  $\sigma = E \frac{\Delta\alpha}{\alpha}$ , где  $E$  – модуль нормальной упругости материала.



Размеры блоков конгерентного рассеивания по уширению линий находим из соотношения

$$D = \frac{0,9\lambda}{m \cos \theta},$$

где  $\lambda$  – длина волны используемого излучения.

Передние линии наиболее чувствительны к изменению блочности, а отражения под большим углом – к наличию микронапряжений. При анализе дефектности сплава в качестве эталона выбрано состояние сплава сендаст после отжига при 400 °С, поскольку при данной температуре снимаются напряжения, если они возникли при закалке из расплава. С другой стороны, высокотемпературный отжиг приводит к собирательной рекристаллизации и может повлиять на форму дифракционных линий. На дифрактограмме фиксировались линии (110) и (220)  $\alpha$ -фазы на Со-излучения, скорость вращения счетчика составляла  $V_c = 1/16$  об/мин, а ленты –  $V_{лент} = 720$  мм/ч. Данные по дифрактограмме сплава в различном состоянии приведены в табл. 5.3.

Таблица 5.3

Данные дифрактограмм сплава

НКЛ $\alpha$ -фазы	Характеристика линий	Односторонняя закалка (спиннингование)	Двухсторонняя закалка (прокатка)	Отжиг, град				
				300	400	550	700	850
110	Интенсивность $J$ , мм	235	138	135	112	115	100	95
	Ширина $B$ , рад	$1,7 \cdot 10^{-3}$	$1,9 \cdot 10^{-3}$	$1,86 \cdot 10^{-3}$	$1,8 \cdot 10^{-3}$	$1,8 \cdot 10^{-3}$	$1,8 \cdot 10^{-3}$	$1,86 \cdot 10^{-3}$
220	Интенсивность $J$ , мм	360	196	–	–	–	–	–
	Ширина $B$ , рад	$3,5 \cdot 10^{-3}$	$3,5 \cdot 10^{-3}$	–	–	–	–	–

Для кубических кристаллов кривые, показывающие распределение интенсивности эталонного и рабочего образцов, чаще всего описываются функцией Гаусса  $f(x) = e^{-\alpha x^2}$ . Тогда физическое уширение  $\beta$  будет связано с шириной линией рабочего образца  $B$  и эталона  $B_0$  соотношением  $\beta^2 = B^2 - B_0^2$ . Вид рентгенограммы в камере КРОС, где зафиксирована линия (310), состоящая из мелких точечных рефлексов,

характеризует невысокую дисперсность блоков, и, следовательно, уширения дифракционных линий, связанного с дисперсностью, наблюдаться не будет.

Поэтому все наблюдаемое уширение линий под большим углом можно принять за влияние искаженности кристаллической решетки и рассчитать относительную микродеформацию  $\frac{\Delta\alpha}{\alpha}$  по формуле (5.2). Расчет проводим по линии (220),  $\theta = 62,7^\circ$ . Величина  $\beta$  составляет 0,98 рад. Полученная величина микронапряжений, равная  $6 \cdot 10^{-4}$ , характеризует крайне низкий уровень напряжений в образце.

Размеры субструктуры определяем по изменению интенсивности линий с малыми индексами, используя эффект первичной экстинкции, т. е. ослабления интенсивности дифракционных линий вследствие взаимодействия первичного пучка рентгеновских лучей с лучами, отраженными от атомных плоскостей, относительно крупного кристалла. Интегральная интенсивность интерференционных максимумов составляет:

– от идеального мозаичного кристалла

$$J_{\text{моз}} = J_0 \frac{N^2 \lambda^3}{2\mu} |F|^2 \frac{e^2}{mc^2} \frac{t + \cos^2 2\theta}{2 \sin 2\theta};$$

– от совершенного (крупного) кристалла

$$J_{\text{сов}} = J_0 \frac{8}{3} \pi n \lambda^2 |F|^2 \frac{e^2}{mc^2} \frac{t + |\cos 2\theta|}{2 \sin 2\theta},$$

где  $J$  – интенсивность первичного пучка;  $\theta$  – угол скольжения;  $F$  – атомная амплитуда;  $\lambda$  – длина волны;  $c$  – скорость света;  $e$ ,  $m$  – заряд и масса электрона;  $\mu$  – линейный коэффициент ослабления.

Реальный кристалл характеризуется структурой между идеально мозаичным и совершенным кристаллами. При учете первичной экстинкции интегральная интенсивность максимумов от реального кристалла  $J_p$  связана с  $J_{\text{моз}}$  зависимостью

$$J_p = \frac{\text{th}(nq)}{nq},$$

где  $\text{th}$  – гиперболический тангенс;  $n$  – число параллельных между собой отражающих атомных плоскостей в одном блоке;  $q$  – отражательная способность одной плоскости;  $nq$  – величина, определяемая

по номограмме для различных значений  $\text{th}(nq)/(nq)$  [210]. Величина находится по формуле

$$q = \frac{e^2}{mc^2} N \frac{d_{\text{HKL}} \lambda}{\sin \theta} |F|,$$

где  $N = \frac{\rho}{A_0} N_0$  – число рассеивающих атомов в единице объема;  $\rho$  – плотность;  $N_0$  – число Авогадро;  $A_0$  – атомный вес;  $d_{\text{HKL}}$  – межплоскостное расстояние для плоскостей (HKL).

Размер блоков определяется из зависимости  $nd_{\text{HKL}} = D$ .

Для определения размера блоков по методу экстинкции анализировались две дифракционные линии от исследуемого сплава и идеально-мозаичного образца с сильно измельченной структурой, дифракционные линии которого будут характеризоваться большой интенсивностью. В данном случае в качестве идеально-мозаичного использовался образец, полученный спиннингованием расплава на поверхность закалочного барабана. В предположении, что границы блоков образованы стенками дислокаций, плотность дислокаций соответствует величине  $\rho = 3/D^2$ . Результаты расчетов размеров блоков и плотности дислокаций приведены в табл. 5.4.

Таблица 5.4

**Размеры блоков и плотность дислокаций в сплаве  
в различном состоянии**

Показатель	Двухсторонняя закалка (прокатка)	Отжиг, град				
		300	400	550	700	850
$\frac{J_p}{J_{\text{моз}}} = \frac{\text{th}(nq)}{nq}$	0,59	0,57	0,48	0,49	0,425	0,4
$nq$	1,5	1,6	2	2,1	2,3	2,5
Размер блоков $D \cdot 10^{-5}$ , см	4,4	4,7	5,9	6,3	6,9	7,4
Плотность дислокации $\rho$ , см <sup>-2</sup>	$1,5 \cdot 10^9$	$1,4 \cdot 10^8$	$8,5 \cdot 10^8$	$7,5 \cdot 10^8$	$6,3 \cdot 10^8$	$5,5 \cdot 10^8$

Таким образом, для сплава Fe–Si–Al (сендаст) после двухвалковой прокатки характерны размеры зерен  $\sim 10$  мкм, невысокая плотность дислокаций  $\rho = \sim 1,5 \cdot 10^9$  см<sup>-2</sup>, низкие значения микронапряжений  $\Delta\alpha/\alpha = 6 \cdot 10^{-4}$ , размер субструктуры  $\sim 0,5$  мкм.

На рис. 5.19–5.22 представлена дислокационная структура в сплаве сендаст, обусловленная термическими закалочными напряжениями после двухсторонней прокатки его расплава. Электронно-микроскопический анализ [211] показал, что дислокации имеют вакансионную природу. Помимо дефектов дислокационной природы в сплаве находится некоторое количество субмикропор (рис. 5.22), имеющих характерный контраст от сферических субмикропор малого размера [211].

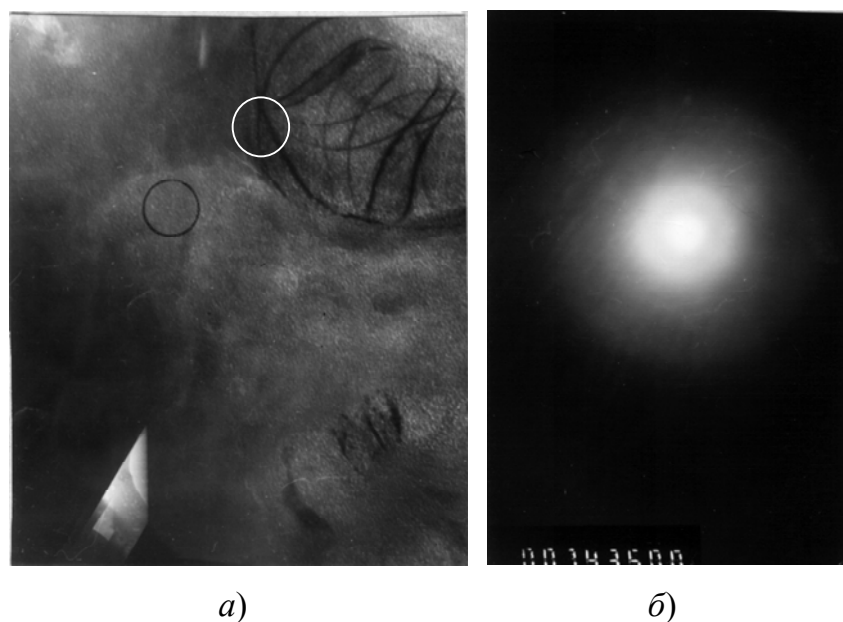


Рис. 5.19. Дислокационная структура (а) и рентгенограмма (б) сплава сендаст после двухвалковой закалки его расплава

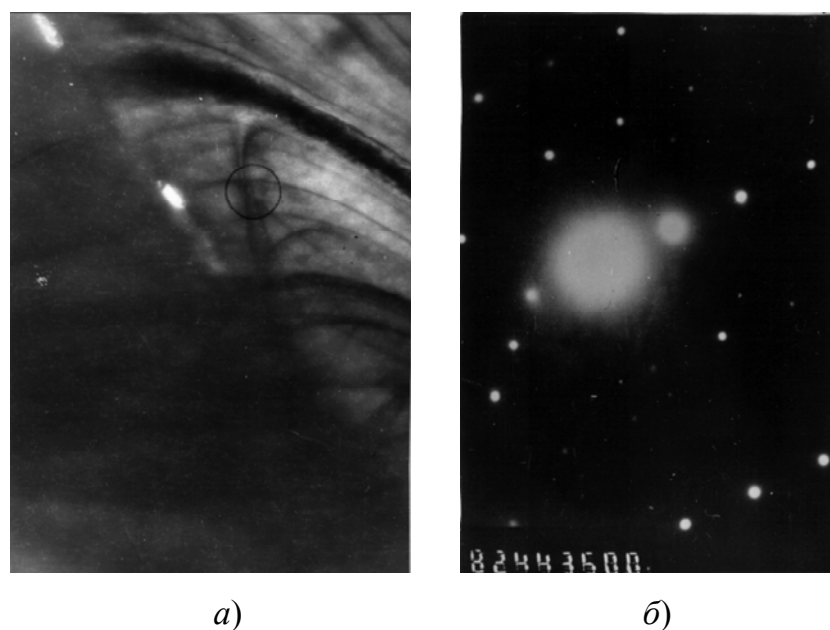


Рис. 5.20. Дислокационная структура (а) и рентгенограмма (б) сплава сендаст после быстрой закалки его расплава

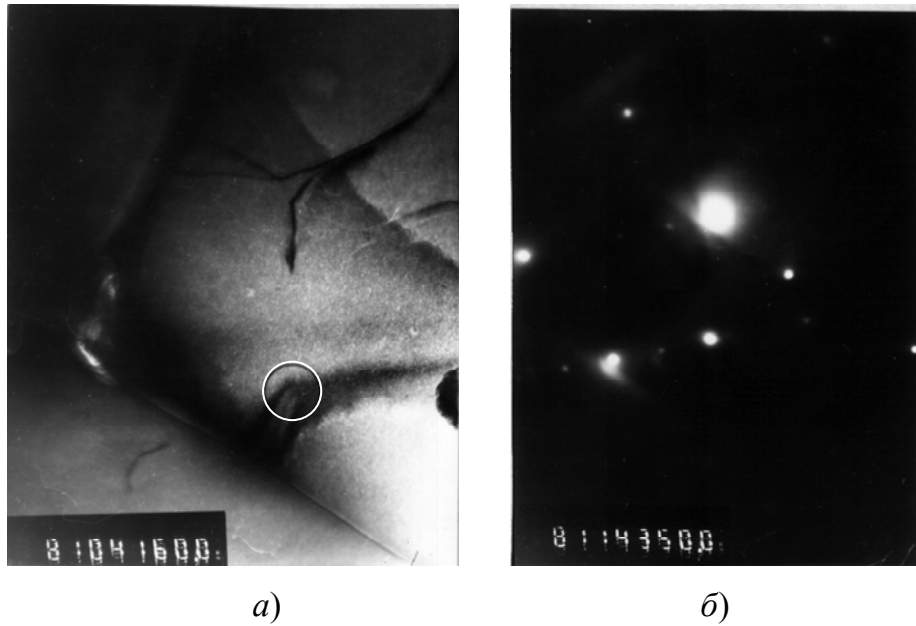


Рис. 5.21. Дислокационная структура (а) и рентгенограмма (б) в сплаве сендаст, обусловленные термическими закалочными напряжениями

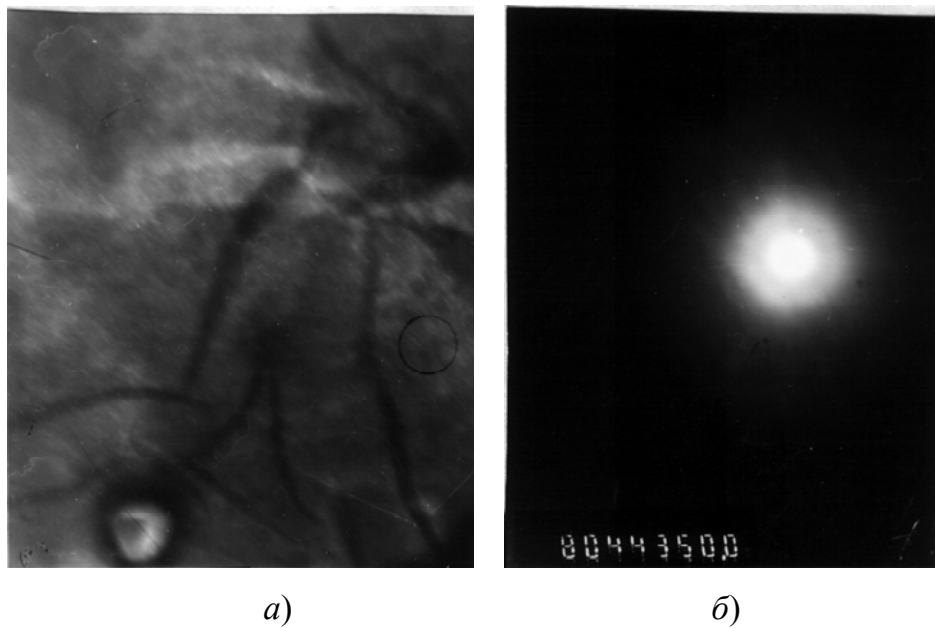


Рис. 5.22. Дислокационная структура (а) и рентгенограмма (б) в сплаве сендаст, обусловленные термическими закалочными напряжениями

Напряжения, возникающие при закалке и сжатии со сдвигом (прокатка), вызывают процессы локального пластического течения, которые ведут к образованию дислокаций (см. рис. 5.19–5.22), отличающихся различной степенью протекания релаксационных процессов.

На рис. 5.19 представлен характерный элемент структуры, когда протяженные дислокационные сегменты расположены перпендикулярно к плоскости границы зерна и заканчивающиеся на ней. Отдельные кристаллы содержат неупорядоченные дислокационные скопления, осуществляющие локальные развороты и обуславливающие упругие напряжения в голове скоплений.

В процессе движения границы *расплав – твердая фаза*, а также в процессе закалки в твердом состоянии после завершения кристаллизации под действием сжимающих напряжений и деформаций сдвига при прокатке происходит диффузия вакансий к границам зерен, которая вызвана их неравновесной концентрацией и неравновесной концентрацией в объеме зерна, возникающей при движении границы *расплав – твердая фаза* [212], что увеличивает их концентрацию на границах зерен. Наличие геликоидальных дислокаций и строчечная конфигурация дислокационных петель позволяют говорить о возможной реализации следующих механизмов образования дислокационных петель [198], [212], [213]: механизмы образования дислокационных петель в поле внешних напряжений наряду с пересыщением вакансиями кристаллической решетки и вакансионные механизмы размножения дислокационных петель, связанные с переползанием дислокаций в условиях пересыщения вакансиями кристаллической решетки. Кроме того, исследования показали, что при совместном воздействии на сплав Fe–Si–Al (сендаст) высоких давлений и сдвиговых деформаций в процессе высокоскоростной прокатки расплава данного сплава происходит интенсивное перемешивание на молекулярно-атомном уровне, которое приводит к сильному дроблению кристаллов на уровне субструктуры с образованием рентгеноаморфности соответствующих зон быстрозакаленной ленты. Это подтверждается наличием размытого гало на рентгенограммах сплава (см. рис. 5.16). Характерной особенностью является повышенная плотность субмикропор и дислокационных петель в приграничных объемах зерен и по их границам в то время, как центральные объемы субструктуры отличаются отсутствием дислокационных петель, рентгеноаморфностью субструктуры (см. рис. 5.19) или их малой плотностью (см. рис. 5.16, 5.22). Все это подтверждает данные о невысокой плотности дислокаций в лентах сплава сендаст после прокатки его расплава на упругих валках-кристаллизаторах.

# ГЛАВА 6

## ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ ТОНКИХ ЛЕНТ ИЗ СЛОЖНОЛЕГИРОВАННЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Cu–Zn ПОСЛЕ БЫСТРОЙ ЗАКАЛКИ ИЗ РАСПЛАВА

### 6.1. КЛАССИФИКАЦИЯ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Cu–Zn, СТРУКТУРА И СВОЙСТВА

Латуни – двойные и многокомпонентные медные сплавы, в которых основной легирующий компонент – цинк. Латунь с содержанием от 5 до 20 % цинка называется красной (томпаком), с содержанием 20–36 % Zn – желтой. На практике редко используют латуни, в которых концентрация цинка превышает 45 %.

По сравнению с медью латуни обладают более высокими прочностью, коррозионной стойкостью, литейными свойствами и температурой рекристаллизации. Это наиболее дешевые медные сплавы. Латуни широко применяют в машиностроении и многих отраслях промышленности [214].

Диаграмма состояния медь–цинк представлена на рис. 6.1.

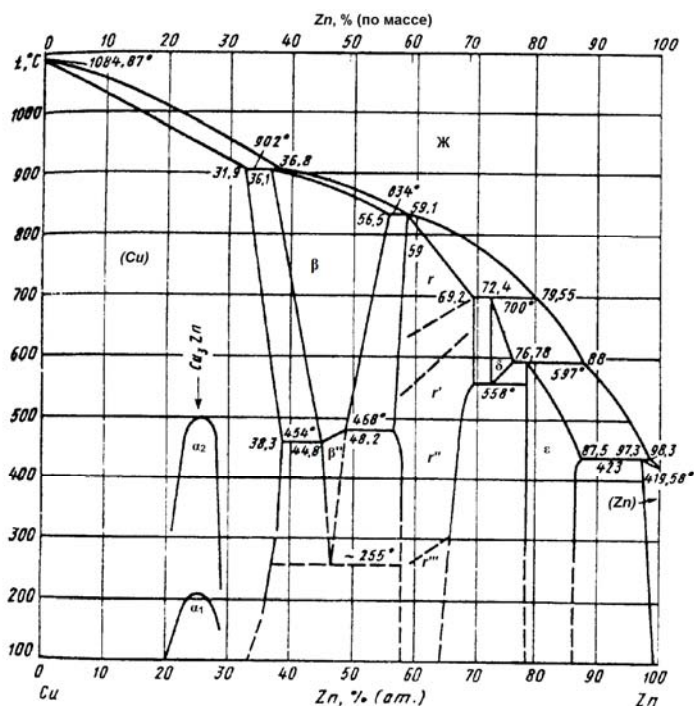


Рис. 6.1. Диаграмма состояния системы Cu–Zn [214]

В системе Cu–Zn имеется пять перитектических превращений, в результате которых образуется пять фаз –  $\beta$ ,  $\gamma$ ,  $\varepsilon$ ,  $\eta$ ,  $\delta$  (см. рис. 6.1) [215]. Область твердого раствора  $\alpha$  при температуре 455 °С простирается до 39 % (по массе). Все сплавы этой области весьма пластичны, отлично ведут себя при сварке, пайке и лужении, хорошо поддаются обработке давлением в горячем и холодном состояниях. При большем содержании цинка образуется электронное соединение Cu–Zn ( $\beta$ -фаза) с кристаллической решеткой объемно-центрированного куба.  $\beta$ -фаза является неупорядоченным твердым раствором с бессистемным расположением атомов меди и цинка. При температуре 454–468 °С (штриховая линия на диаграмме) наступает упорядочение  $\beta$ -фазы ( $\beta'$ -фаза), сопровождающееся значительным повышением ее твердости и хрупкости. В этом случае атомы цинка располагаются в центре куба, атомы меди – в вершинах куба [216]. В отличие от равновесного состояния  $\beta'$ -фаза появляется в структуре латуней при содержании цинка около 30 %. В соответствии с изменением структуры меняются механические свойства латуней (рис. 6.2, *a*). Появление  $\beta'$ -фазы сопровождается резким снижением пластичности, что затрудняет его обработку давлением в холодном состоянии. Прочность продолжает повышаться при увеличении цинка до 45 %, пока латунь находится в двухфазном состоянии [217], [218].

Латуни, содержащие более 39 % Zn, имеют двухфазную структуру  $\alpha + \beta$  или однофазную  $\beta$ . Эти сплавы обладают низкой пластичностью и хорошо обрабатываются давлением лишь в горячем состоянии.

В сплавах, содержащих 50–60 % Zn, кроме  $\beta$ -, образуется  $\gamma$ -фаза серого цвета (на основе электронного соединения  $\text{Cu}_5\text{Zn}_8$ ), которая очень хрупкая, поэтому латуни, содержащие ее, малопрочны и малопластичны.

Практическое значение имеют латуни, содержащие до 50 % Zn, механические и физические свойства которых приведены на рис. 6.2.

По структуре латуни делятся на однофазные и двухфазные. Двойные латуни по структуре подразделяют на две группы:

- 1) однофазные со структурой  $\alpha$ -твердого раствора (рис. 6.3, *a*);
- 2) двухфазные со структурой ( $\alpha + \beta$ )-фаз (рис. 6.3, *б*).

Характеристика структур фаз системы медь–цинк приведена в табл. 6.1 [216].



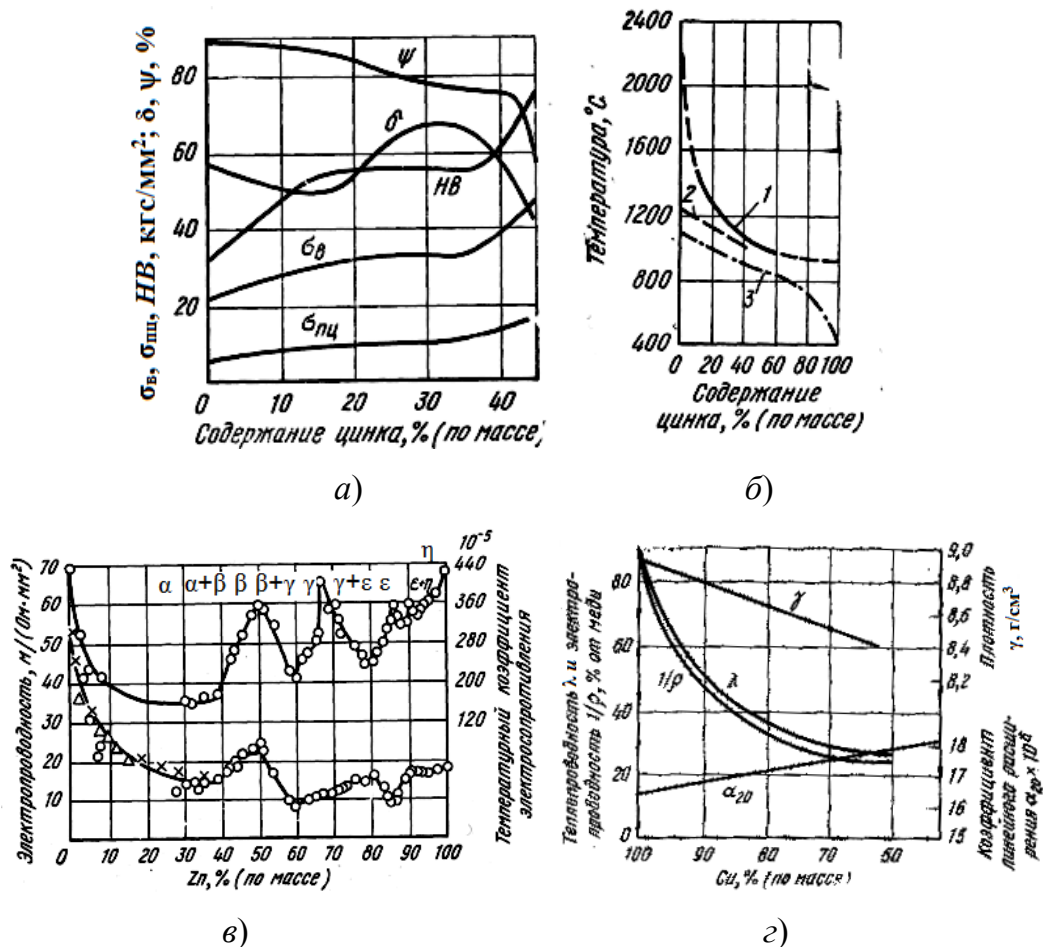


Рис. 6.2. Механические и физические свойства латуней с содержанием цинка до 50 %:

- a* – зависимость механических свойств медноцинковых сплавов от содержания цинка. Исходный материал – сплавы, деформированные на 40 % и отожженные при 550 °С; *б* – температура испарения (1), литья (2), плавления (3) медноцинковых сплавов; *в* – электрические свойства медноцинковых сплавов; *г* – изменение физических свойств медноцинковых сплавов [216]

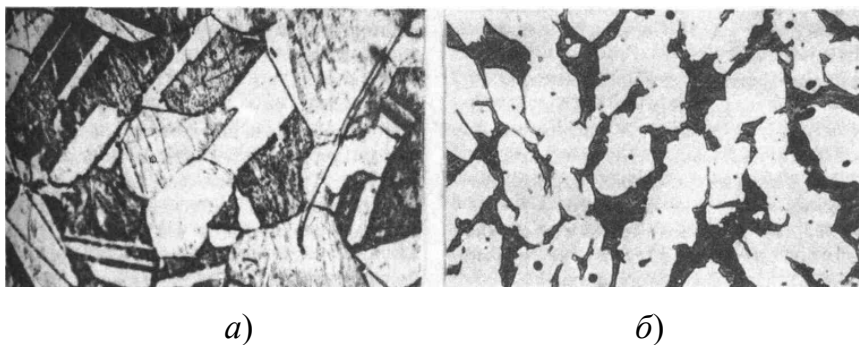


Рис. 6.3. Микроструктуры латуней: *a* – однофазная латунь; *б* – двухфазная (темная –  $\beta$ -фаза, светлая –  $\alpha$ -фаза) [217]

## Характеристика структур фаз системы медь–цинк

Содержание цинка, ат. %	Фаза	Электронные соединения		Тип структуры	Период решетки $a$ , Å	Атомный объем, Å <sup>3</sup>
		Химическая формула	Отношение числа валентных электронов к числу атомов			
0–38	$\alpha$	–	–	Кубическая гранцентрированная	3,608–3,693	–
45–49	$\beta, \beta'$	CuZn	3/2	Кубическая объемно-центрированная	2,94	12,7
56–66	$\gamma$	Cu <sub>5</sub> Zn <sub>8</sub>	21/13	Кубическая объемно-центрированная	8,83	13,4
77–86	$\varepsilon$	CuZn <sub>3</sub>	7/4	Гексагональная компактная	2,74–2,76	14,1
98–100	$\eta$	–	–	–	2,172–2,659	–

При обработке давлением в горячем и холодном состоянии и термической обработке латуни имеют ряд особенностей [219]. Хотя однофазная область при комнатной температуре простирается до 61 % Cu, включения кристаллов  $\beta$ -фазы часто наблюдаются в сплавах, содержащих до 70 % Cu. При последующей деформации и термообработке эти включения исчезают.

Присутствие небольших количеств  $\beta$ -фазы почти всегда наблюдается в однофазных сплавах, близких к пределу насыщения (т. е. в латунях, содержащих 62–64 % Cu), так как диффузионные процессы в латунях указанной концентрации протекают довольно медленно.

Однако имеющиеся включения  $\beta$ -фазы находятся в столь малом количестве, что заметного влияния на свойства  $\alpha$ -латуней не оказывают, и данные сплавы при обработке ведут себя так же как и чистые  $\alpha$ -латуни [216].

В двухфазных латунях вследствие  $\alpha \leftrightarrow \beta$ -превращения легкоплавкие эвтектические фазы находятся не по границам, а внутри зерен твердого раствора и не влияют на их способность к горячей пластической деформации [217].

Фазовые состояния характеризуются своей электронно-кристаллической решеткой. Характерная для чистой меди кубическая плотноупакованная (КПУ) решетка (рис. 6.4, а) обуславливает мягкость и ковкость материала. Для чистого цинка присуща гексагональная плотноупакованная (ГПУ) решетка (рис. 6.4, з), придающая материалу твердость и хрупкость. Этим характеризуется  $\varepsilon$ -стадия латуни. Кубическая объемно-центрированная решетка (ОЦК) (рис. 6.4, б) соответствует  $\beta$ ,  $\beta'$  и кубическая гранецентрированная решетка (ГЦК) (рис. 6.4, в) –  $\alpha$ -фазам латуни [221].

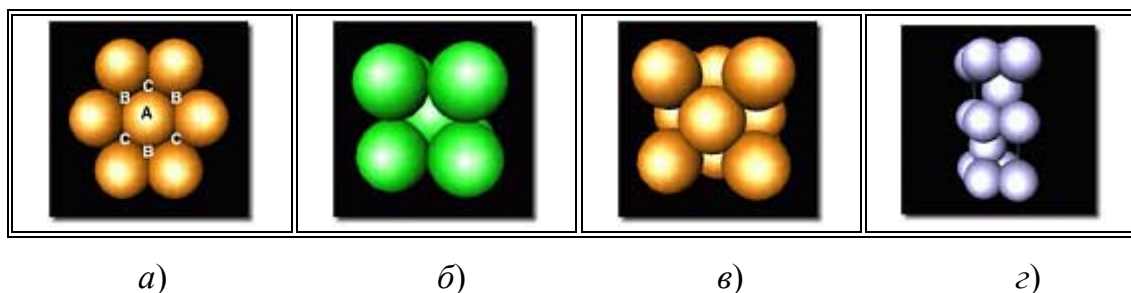


Рис. 6.4. Виды кристаллических решеток металлов

Фазовые состояния латуней в зависимости от процентного содержания цинка приведены в табл. 6.2 [220].

Таблица 6.2

**Фазовые состояния латуней в зависимости от процентного содержания цинка при 100 °С**

Цинк, %	0–39	39–49	49–51	51–58	58–64	64–79	79–83	83–100
Фаза при 100 °С	$\alpha$	$\alpha + \beta'$	$\beta'$	$\beta' + \gamma$	$\gamma$	$\gamma + \varepsilon$	$\varepsilon$	$\varepsilon + \eta$

Каждое из этих состояний характеризуется индивидуальными прочностными характеристиками (рис. 6.5) и температурными интервалами для нагрева под обработку давлением, рекристаллизационного отжига и отжига для уменьшения остаточных напряжений [220].

В практике наиболее часто используются пластичные в холодном и горячем состоянии ( $\alpha + \beta$ )-латуни, а также пластичные только при высоких температурах  $\beta$ -латуни.

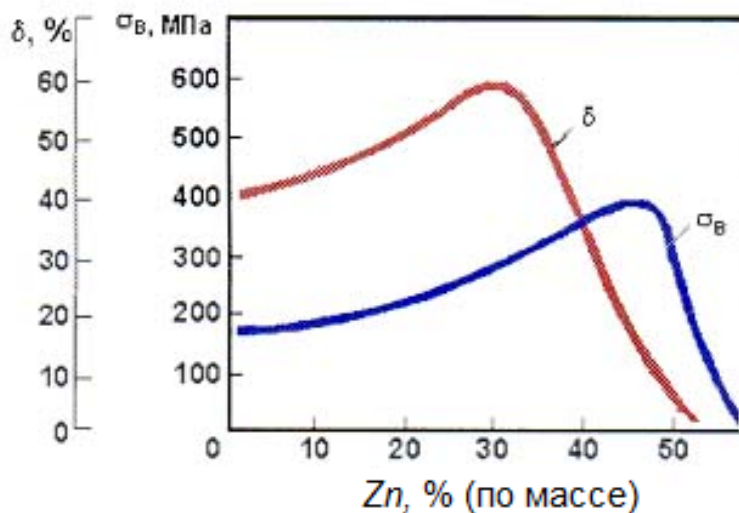


Рис. 6.5. Зависимость показателей прочности и пластичности латуни от содержания цинка

Как видно из графика на рис. 6.5, латунь характеризуется двумя критическими точками. Точка максимальной пластичности характеризует латунь с содержанием цинка 33 %. Точка максимальной прочности соответствует латуни с содержанием цинка 47 %. Дальнейшее повышение количества цинка в сплаве на каждый 1 % снижает прочность латуни на 20 %.

По химическому составу различают латуни двухкомпонентные и многокомпонентные.

Двухкомпонентные латуни (простые) состоят только из меди, цинка и, в незначительных количествах, примесей. Многокомпонентные латуни (специальные) – в них кроме меди и цинка присутствуют дополнительные легирующие элементы. Классификация двухкомпонентных латуней приведена в табл. 6.3. Основными легирующими элементами в многокомпонентных латунях являются алюминий, железо, марганец, свинец, кремний, никель. Они по-разному влияют на свойства латуней. Количество марок многокомпонентных латуней больше, чем двухкомпонентных. Наименование специальной латуни отражает ее состав. Так, если она легирована железом и марганцем, то ее называют железомарганцевой, если алюминием – алюминиевой и т. д.

В зависимости от способа обработки латуни подразделяют на деформируемые и литейные.

Деформируемые латуни не рекомендуется применять для изделий, работающих под нагрузкой при температуре выше 150–400 °С. Марганцовистые латуни при испытании на ползучесть устойчивы при температурах 140–195 °С, кремнистая латунь – до 230 °С [222]. Из деформируемых латуней изготавливают листы, проволоку, ленту, трубы и другие полуфабрикаты.

Таблица 6.3

### Классификация двухкомпонентных латуней

Сплав	Марка сплавов	Химический состав, %		Механические свойства	
		медь	примеси, не более	временное сопротивление, кГ/мм	относительное удлинение, %
Томпак	Л96	95–97	0,2	24	50
	Л90	88–91	0,2	26	45
Полутомпак	Л85	84–86	0,3	28	45
	Л80	79–81	0,3	32	52
Латунь	Л70	69–72	0,2	32	55
	Л68	67–70	0,3	32	55
	Л63	62–65	0,5	33	49
	Л60	59–62	1,0	–	–

Литейные латуни применяют для изготовления фасонных отливок, которые нельзя или невыгодно изготавливать из деформированных полуфабрикатов. Они обладают хорошими литейными, механическими, технологическими, антифрикционными и коррозионными свойствами. Мало склонны к ликвации [218].

Цинк более дешевый материал по сравнению с медью, поэтому его введение в сплав одновременно с повышением механических, технологических и антифрикционных свойств приводит к снижению стоимости – латунь дешевле меди. Электропроводность и теплопроводность латуни ниже, чем меди (20–50 % от характеристик меди).

Коррозионная стойкость латуней в атмосферных условиях оказывается средней между стойкостью элементов, образующих сплав, т. е. цинка и меди. Латунь, содержащая более 20 % цинка, склонна к растрескиванию при вылеживании во влажной атмосфере (особенно если присутствуют следы аммиака). Этот эффект часто называют «сезонное растрескивание». Наиболее заметен он в деформированных изделиях, поскольку коррозия распространяется по границам зерен. Для устранения этого явления после деформации латунь подвергают

отжигу при 240–260 °С (полуфабрикаты при 250–650 °С, изделия из латуни при 250–270 °С).

При отжиге ( $\alpha + \beta'$ )-латуней помимо рекристаллизации протекает фазовая перекристаллизация. Структура и свойства  $\alpha + \beta'$  зависят от скорости охлаждения. При быстром охлаждении возрастает количество  $\beta'$ -фазы, что повышает твердость латуни и в некоторых случаях улучшает обработку резанием. Когда нужна высокая пластичность, например, для холодной обработки давлением, охлаждение должно быть медленным, чтобы получить возможно большее количество  $\alpha$ -фазы [218].

У латуней в зоне средних температур (200–600 °С) в зависимости от состава наблюдается явление хрупкости. Вследствие небольшого температурного интервала кристаллизации латуни обладают низкой склонностью к дендритной ликвации, высокой жидкотекучестью, малой рассеянной усадочной пористостью и хорошей герметичностью.

Свойства литых латуней приведены в табл. 6.4 [219].

Таблица 6.4

Свойства литых латуней

Содержание Cu в лату- нях, %	$s_b$ , Мн/м <sup>2</sup> (кГ/мм <sup>2</sup> )	$d$ , %	Фазовый состав	Содержание Cu в лату- нях, %	$s_b$ , Мн/м <sup>2</sup> (кГ/мм <sup>2</sup> )	$d$ , %	Фазовый состав
85	226(23)	34	$\alpha$	54	343(35)	20	$\beta + \alpha$
68	274,4 (28)	48	$\beta$	48	167–206 (17–21)	3	$\beta + \gamma$
60	292 (32,8)	35,5	$\alpha + \beta$	42	39(4)	0–2	$\gamma$

Литейные латуни широко применяются в современной технике, что объясняется следующим:

1) латуни обладают небольшой склонностью к газонасыщению благодаря самозащитному действию паров цинка с достаточно высокой упругостью;

2) латуни мало склонны к ликвационным явлениям, так как ликвидус и солидус очень близки;

3) из-за малого интервала кристаллизации латуни обладают хорошей жидкотекучестью и небольшой усадочной рассеянной пористостью;

4) специальные литейные латуни отличаются высокими механическими свойствами;

5) многие литейные латуни обладают высокими антифрикционными свойствами [215].

Литейные латуни имеют следующие недостатки:

1) при плавке теряются большие количества цинка из-за его летучести. Появляется пористость. Однако пористость в латунях связана не только с испарением цинка, но и с выделением газов (главным образом водорода). Защита латуней от испарения цинка создается легированием кремнием или одновременным легированием кремнием и элементами, улучшающими технологические и коррозионные свойства материала (никель, олово, серебро и т. д.), а также применением защитных флюсов;

2) латунь, содержащая более 20 % цинка, склонна к растрескиванию (так называемое «сезонное растрескивание»). Коррозия распространяется по границам зерен. Основными факторами, вызывающими этот дефект, являются: наличие растягивающих напряжений в металле, коррозионная среда (влажность, кислород, присутствие в атмосфере следов аммиака и сернистого газа и др.);

3) в зоне средних температур (200–600 °С) в зависимости от состава наблюдается явление хрупкости. Это происходит под влиянием примесей (свинца, сурьмы и др.), образующих в этих условиях хрупкие межкристаллитные прослойки. При высоких температурах эти примеси растворяются в латуни, что вызывает повышение пластичности.

Для улучшения физико-механических и служебных свойств латуней применяют их комплексное легирование, которое позволяет получить более высокие по сравнению с двойными сплавами системы Cu–Zn механические свойства, лучшую коррозионную и кавитационную стойкость.

Свойства латуней определяются не только наличием легирующих элементов, но и структурой металла – типом преобладающей фазы, размером и формой зерна [224]–[229].

Латуни обладают высокими технологическими свойствами и применяются в производстве различных мелких деталей, особенно там, где требуются хорошая обрабатываемость и формуемость. Из них получают хорошие отливки, так как латуни обладают хорошей текучестью и малой склонностью к ликвации. Латуни легко поддаются пластической деформации – основное их количество идет на изготовление катаных полуфабрикатов: листов, полос, лент, проволоки

и разных профилей. Латунь является незаменимым конструкционным материалом для установок, работающих при отрицательных температурах.

Все двухкомпонентные латуни хорошо обрабатываются давлением. Их поставляют в виде труб и трубок разной формы сечения, листов, полос, ленты, проволоки и прутков [225]. Широкое применение нашли всевозможные латунные припои.

Современное машиностроение предъявляет высокие требования к металлическим сплавам, среди которых особое место занимают цветные сплавы. Получение конкурентоспособной продукции напрямую зависит от оптимального соотношения цена–качество. Применяемые в настоящее время материалы часто не обеспечивают требуемых свойств, кроме того, для их изготовления используют дорогостоящие легирующие компоненты, что, в свою очередь, сказывается на стоимости изготавливаемых изделий. Разработка новых материалов на основе не столь дорогих и дефицитных компонентов, равно как и совершенствование технологий их получения, позволит снизить потребность экспорта металла в республику.

На основе меди уже разработаны различные сплавы, используемые для изготовления конструктивных изделий, припоев, подшипников. Широкое применение нашли латуни вследствие высоких механических, эксплуатационных свойств и коррозионной устойчивости. Латунь обладает высокими технологическими свойствами и применяется в производстве различных деталей, особенно там, где требуется хорошая обрабатываемость и формуемость. Цинк более дешевый материал по сравнению с медью, поэтому его введение в материал одновременно с повышением его механических и технологических свойств приводит к снижению стоимости – латунь дешевле меди и, соответственно, многих других (например, серебросодержащих) сплавов.

Оптимальное соотношение технических характеристик и экономических параметров (цены и качества) обуславливает целесообразность получения новых латунных сплавов, что особенно актуально для Республики Беларусь в силу ограниченности ее материальных и сырьевых ресурсов.

Технологические характеристики сплавов во многом определяются условиями его получения, наличием легирующих элементов. Для улучшения физико-механических и служебных свойств латуней применяют комплексное легирование, которое позволяет получить более высокие по сравнению с двойными сплавами системы Cu–Zn механические свойства, лучшую коррозионную и кавитационную стойкость.



С учетом анализа влияния легирующих элементов на свойства сплавов системы Cu–Zn с целью снижения температуры плавления и расширения технологических характеристик припоя, увеличения растворимости легирующих элементов в твердом растворе, повышения дисперсности и гомогенности микрокристаллической структуры в качестве перспективного быстрозакаленного микрокристаллического припоя взамен серебросодержащего был выбран сплав системы Cu–Zn–Ni–Fe–P–Pb–Sn–Mn, получаемый высокоскоростной закалкой из расплава.

Введение в предполагаемый припой фосфора обусловлено способностью последнего образовывать с медью легкоплавкую эвтектику, что существенно снижает температуру плавления, повышает жидкотекучесть сплава и затекаемость его в зазоры. Кроме того, фосфор позволяет расширить технологические возможности сплава благодаря получению микрокристаллической (0,01–15 мкм) и даже аморфной структуры. Введение никеля уменьшает окисляемость припоя в жидком состоянии, улучшает смачиваемость поверхностей сталей, снижает склонность соединений из сталей к растрескиванию, повышает прочность и надежность припоев. Никель повышает растворимость цинка в меди до полного исчезновения  $\beta$ -фазы. Железо увеличивает растекаемость припоя по стали, снижает растрескивание паяных соединений, способствует измельчению зерна и повышает механические свойства. Алюминий является одним из основных раскисляющих и модифицирующих компонентов, повышающих прочность и коррозионную стойкость. Добавки олова повышают прочность и твердость материала, снижают температуру плавления, обеспечивая достаточно быстрое охлаждение расплава ниже его температуры стеклования, чтобы образовывалась структура с ближним порядком [216]–[219]. Марганец повышает прочность и коррозионную стойкость, особенно в сочетании с алюминием, оловом и железом. Однако количество марганца должно быть достаточным, чтобы исключить возможность образования интерметаллидов с упорядоченной структурой, что ведет к охрупчиванию припоя. Кроме того, повышенная концентрация марганца ведет к высокой степени ликвации и неоднородности распределения компонентов. Введение свинца в состав припоя создает в структуре сплава монотектику Cu–Pb, что повышает пластичность сплава и сокращает интервал кристаллизации припоя.

Сложность состава сплавов, т. е. большое количество легирующих компонентов, объясняется необходимостью повышения склонности этих сплавов к образованию микрокристаллической структуры и сни-

жению температуры плавления. Расплав сплава на основе меди обладает хорошим тепловым контактом с холодным материалом высокой теплопроводности (кристаллизатором). Это облегчает достижение высоких скоростей охлаждения и, следовательно, получение микро- и нанокристаллической структуры.

## 6.2. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ УСТАНОВКА ДЛЯ ДВУХВАЛКОВОЙ БЫСТРОЙ ЗАКАЛКИ-ПРОКАТКИ РАСПЛАВА

С целью получения быстрозакаленных лент была использована экспериментальная установка для двухвалковой быстрой закалки-прокатки расплава в валках со сверхтонким бандажом.

На рис. 6.6 и 6.7 представлены схема и общий вид экспериментальной установки для двухвалковой быстрой закалки расплава [142]. На рис. 6.8 показан общий вид питателя для подачи расплава в зону очага деформации – закалки-прокатки расплава.

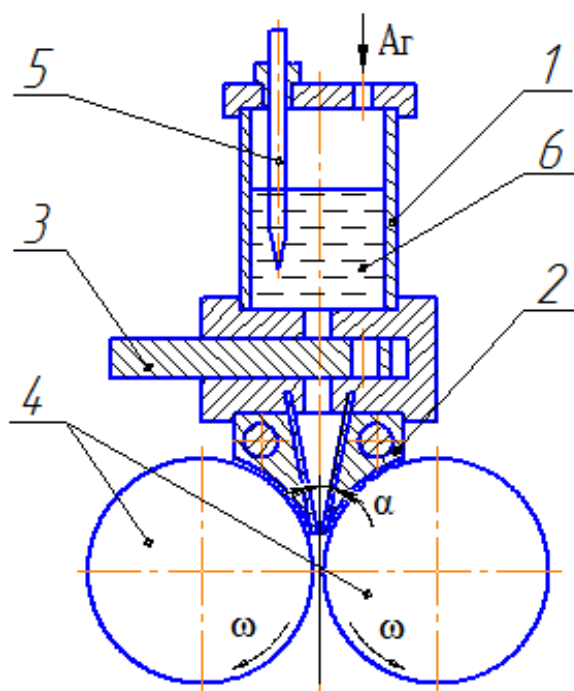
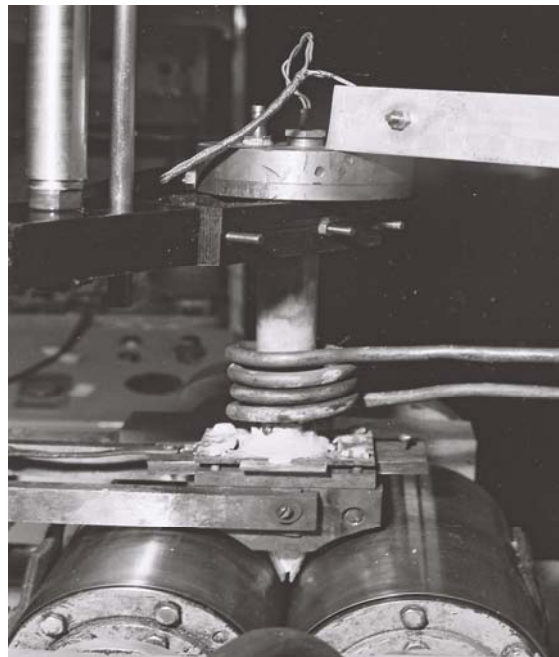


Рис. 6.6. Схема экспериментальной установки для двухвалковой быстрой закалки расплава:  
 1 – питатель для подачи расплава; 2 – насадка с керамическими направляющими; 3 – шиберный затворный механизм с отверстием для подачи расплава;  
 4 – валки-кристаллизаторы; 5 – термopара; 6 – расплав



*Рис. 6.7.* Общий вид экспериментальной установки для двухвалковой быстрой закалки расплава



*Рис. 6.8.* Общий вид питателя для подачи расплава в зону очага деформации

Устройство содержит формообразующий инструмент, выполненный в виде двух валков-кристаллизаторов, оси которых параллельны между собой, а последние лежат в плоскости, перпендикулярной плоскости очага деформации, образованного боковыми поверхностями кольцеобразных бандажей.

Питатель для подачи расплава на боковую поверхность одного из валков-кристаллизаторов установлен над очагом деформации. Валки-кристаллизаторы смонтированы в опорах с возможностью перемещения в продольном направлении в направляющих, установленных на станине установки. Привод валков-кристаллизаторов осуществляется от двигателя через систему шкивов и ременную передачу (см. рис. 6.7). На станине также смонтирована система для регулировки погонной нагрузки на единицу длины валка, связанная с одним из валков-кристаллизаторов. Для вывода изделия из очага деформации предусмотрен изогнутый лоток, для независимого привода валков-кристаллизаторов – место в станине для установки второго двигателя.

Валки-кристаллизаторы выполнены полыми и состоят из обода, кольцеобразных бандажей и упругих колец. Изменение толщины кольца обеспечивает переменную жесткость валка в радиальном направлении в зависимости от технологических условий процесса быстрой закалки расплава и свойств получаемых металлических волокон.

Обод валка-кристаллизатора жестко связан с приводными валами валка-кристаллизатора через фланец.

Кинематическая связь обода валка-кристаллизатора с кольцеобразными бандажами через перфорированную боковую поверхность их краев и кольца обеспечивает передачу постоянного крутящего момента на бандажи и устраняет возможное проскальзывание последних в тангенциальном направлении на ободу при вращении валков-кристаллизаторов.

Во внутреннюю полость валка-кристаллизатора подается охлаждающая жидкость или газ, давление которой изменяется по заданному закону через отверстия. Последние выполнены с регулируемым поперечным сечением.

В качестве исходных материалов для исследований использовались сплавы системы Cu–Ni–P–Pb–Sn–Fe–Mn–Zn со следующим содержанием легирующих элементов, мас. %: Cu – 57–59,27; Ni – 4–8,5; P – 7–8; Pb – 0,7–2; Sn – 0,98–3,93; Fe – 0,16–1,1; Mn – 0,3–1,2; Zn – остальное:

- 1)  $\text{Cu}_{58,66}\text{Ni}_8\text{P}_{7,58}\text{Pb}_2\text{Fe}_{0,19}\text{Mn}_{0,5}\text{Zn}_{23,07}$ ;
- 2)  $\text{Cu}_{57,8}\text{Ni}_{7,02}\text{P}_{7,28}\text{Sn}_{3,93}\text{Pb}_1\text{Mn}_{1,2}\text{Zn}_{21,77}$ ;
- 3)  $\text{Cu}_{58,6}\text{Ni}_{8,5}\text{P}_{7,8}\text{Fe}_{0,7}\text{Sn}_{1,4}\text{Pb}_{1,2}\text{Mn}_{0,4}\text{Zn}_{21,4}$ ;
- 4)  $\text{Cu}_{59,27}\text{Ni}_{8,07}\text{P}_{7,79}\text{Fe}_{0,64}\text{Sn}_{0,98}\text{Pb}_{1,4}\text{Mn}_{0,3}\text{Zn}_{21,55}$ ;
- 5)  $\text{Cu}_{58,05}\text{Ni}_{7,88}\text{P}_{7,76}\text{Fe}_{1,04}\text{Sn}_{1,46}\text{Pb}_{0,7}\text{Mn}_{0,5}\text{Zn}_{22,61}$ ;
- 6)  $\text{Cu}_{58}\text{Ni}_4\text{P}_7\text{Fe}_{0,2}\text{Pb}_2\text{Zn}_{28,8}$ ;
- 7)  $\text{Cu}_{58}\text{Ni}_4\text{P}_7\text{Fe}_{0,76}\text{Sn}_{1,4}\text{Pb}_{1,2}\text{Zn}_{27,64}$ .

Быстрозакаленные ленты данной системы получали методом двухвалковой заковки-прокатки расплава при частоте вращения валков:  $w = 10\text{--}30 \text{ с}^{-1}$ .

Микроструктуру литых и быстрозакаленных образцов в продольном и перпендикулярном к оси направлении изучали на сканирующем микроскопе Nanolab-7, металлографическом микроскопе Neophot-21, сканирующем электронном микроскопе TESCAN Vega II LSH и металлографическом микроскопе МЕТАМ РВ-22.

Шлифы для определения микроструктуры и микротвердости готовили при помощи шлифовально-полировального станка ПОЛИЛАБ П12.

В качестве травителей использовали пикриновое травление (1 г пикриновой кислоты  $\text{C}_6\text{H}_3\text{N}_3\text{O}_7$ , растворенной в  $5 \text{ см}^3 \text{ HCl}$  с добавкой  $100 \text{ см}^3$  спирта), а также солянокислый раствор хлорного железа (5 г  $\text{FeCl}_3$ ; 30 мл  $\text{HCl}$ ; 30 мл  $\text{H}_2\text{O}$ ). Для выявления поверхности зерен применяли травление погружением в реактив Ханке для  $(\alpha + \beta)$ -латуней (200 мл  $\text{NH}_4\text{OH}$ ; 20 мл  $\text{H}_2\text{O}_2$ ). Данный травитель вызывает потемнение  $\beta$ -твердого раствора и при его использовании четко выявляется структура и неоднородность  $(\alpha + \beta)$ -латуни [230].

Топографию литых и быстрозакаленных образцов в продольном и перпендикулярном к оси направлении изучали на атомно-силовом микроскопе «Нанотоп 206».

Параметры шероховатости валков и ленты определяли при помощи профилографа-профилометра завода «Калибр» модели 250, шероховатость гладких лент – при помощи атомно-силового микроскопа «Нанотоп 206».

Микротвердость измеряли при вдавливании в образец алмазной пирамиды Виккерса на приборе ПМТ-3 согласно ГОСТ 9450–76. Проводилось измерение микротвердости поверхности ленты и ребра (торцевой поверхности) ленты, для чего полученные образцы заливали эпоксидной смолой и готовили по стандартной методике.

Определение фазового состава сплавов, параметров решеток литых и быстрозакаленных сплавов проводилось на дифрактометрическом комплексе D8 ADVANCE фирмы BRUKER (Германия).

Рентгеновские исследования выполнялись в  $\text{Cu-K}\alpha$ -излучении по методике съемки поликристаллов. Напряжение и ток на рентгеновской трубке составляли 40 кВ и 40 мА. Съемки проводили в угловом интервале  $2\theta$  – 20–145 град в сканирующем режиме, шаг сканирования 0,1 град, выдержка на точке сканирования 3 с, дополнительно образец вращался со скоростью 20 об/мин. Горизонтальная расходимость пер-

вичного и дифрагированного рентгеновского пучка ограничивалась двумя щелями Соллера. Рентгеновский пучок формировался первичной щелью на рентгеновской трубке, вторичной щелью на дифрагированном отражении и щелью на сцинтилляционном счетчике с размерами 2,0; 2,0 и 0,6 мм, соответственно. Дифрагированное отражение от поверхности образца монохроматизировалось пиролитическим графитовым монохроматором.

Рентгеноструктурный анализ дифрактограмм проводили в программном обеспечении EVA и TOPAS дифрактометрического комплекса D8 ADVANCE.

Фазовый и полуколичественный анализ дифрактограмм выполнен в программном обеспечении EVA в объеме картотеки *PDF-2 (Powder Diffraction File) International Centre for Diffraction Data*.

Определение периода кристаллической решетки, размеров кристаллитов выполнено в программном обеспечении TOPAS.

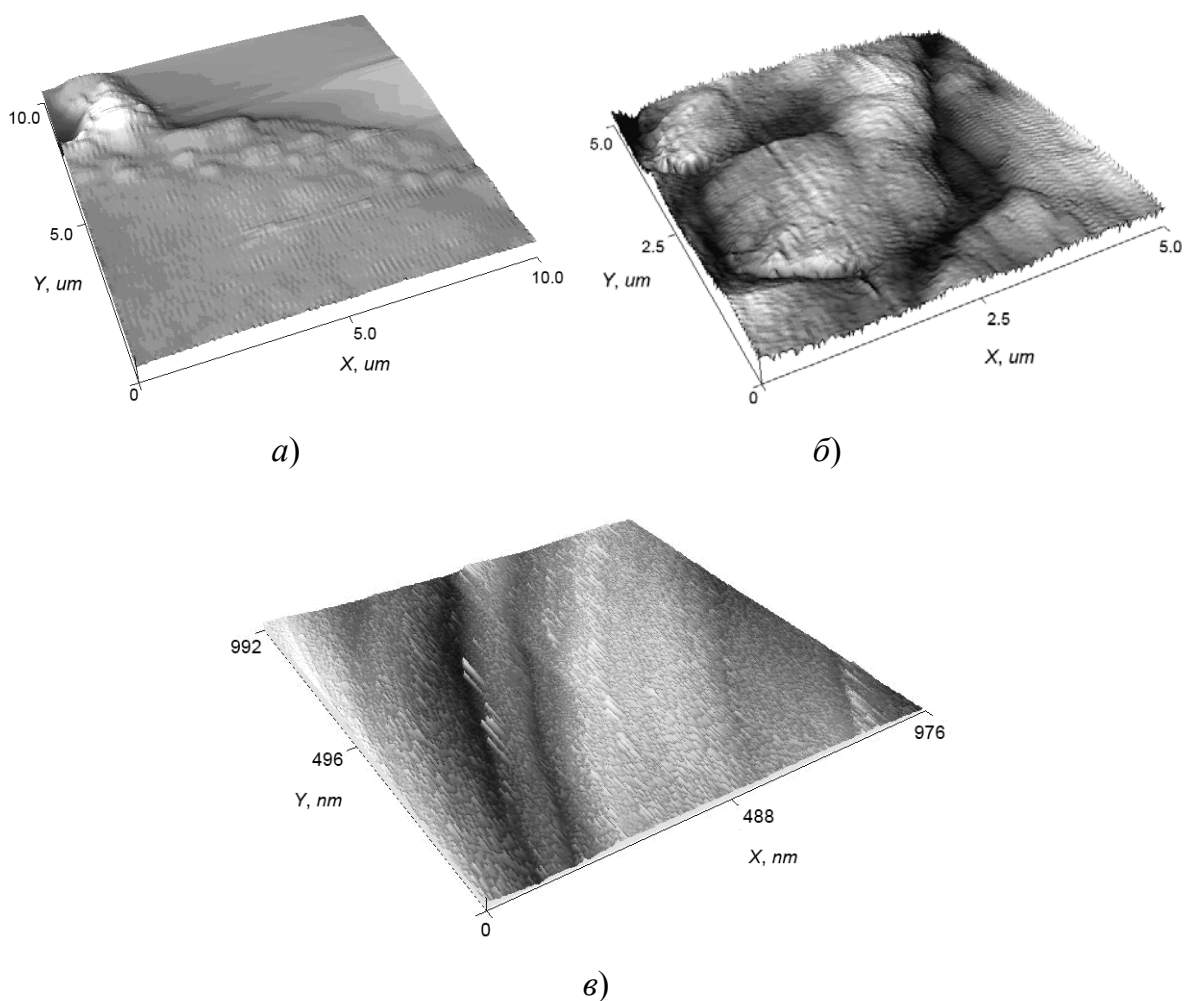
### **6.3. ИЗУЧЕНИЕ ТОПОГРАФИИ ПОВЕРХНОСТИ БЫСТРОЗАКАЛЕННЫХ ЛЕНТ**

Прямое производство ленты и полос непосредственно из расплава методом двухвалковой быстрой закалки-прокатки резко сокращает энергетические и экономические затраты, так как позволяет быстро и без использования большого количества оборудования и дополнительных переходов получить материал с мелкокристаллической структурой, обладающий высокими механическими свойствами (а именно – высокой твердостью и прочностью). Коммерческий успех данной технологии зависит от качества ее продуктов и в определенной степени от качества поверхности полученной быстрозакаленной ленты.

Исследование топографии поверхности быстрозакаленных образцов проводилось на атомно-силовом микроскопе «Нанотоп 206». Метод атомно-силовой микроскопии основан на контактном и бесконтактном сканировании исследуемой поверхности вибрирующим зондом (иглой), имеющим механический прецизионный привод, управляемый компьютером. При сканировании определяется величина притяжения между атомами острия зонда и атомами исследуемой поверхности. В зависимости от значений составляющих компонент усилия межатомного притяжения можно получать информацию о микротопографии и качественном фазовом составе сканируемой поверхности. С помощью компьютерной системы комплекса «Нанотоп»

управления движением сканирующего зонда, сбора, визуализации и анализа данных можно получать изображения топографии поверхности на любом ее участке. Уровень этого метода исследований соответствует наноуровню [231], [232].

В результате получены изображения топографии поверхности быстрозакаленных сплавов (рис. 6.9, 6.10). Заметное отличие наблюдается при рассмотрении топографии поверхности образца, прилегающей к диску кристаллизатора (гладкая поверхность) (рис. 6.9, *а*, *в*; рис. 6.10–6.13) и свободно контактирующей с воздухом при кристаллизации (наиболее шероховатая поверхность) (рис. 6.9, *б*).



*Рис. 6.9.* Топографическое изображение быстрозакаленной латуни 3D:  
*а* –  $10 \times 10$  мкм (гладкая поверхность);  
*б* –  $5 \times 5$  мкм (шероховатая поверхность);  
*в* –  $1 \times 1$  мкм (гладкая поверхность)

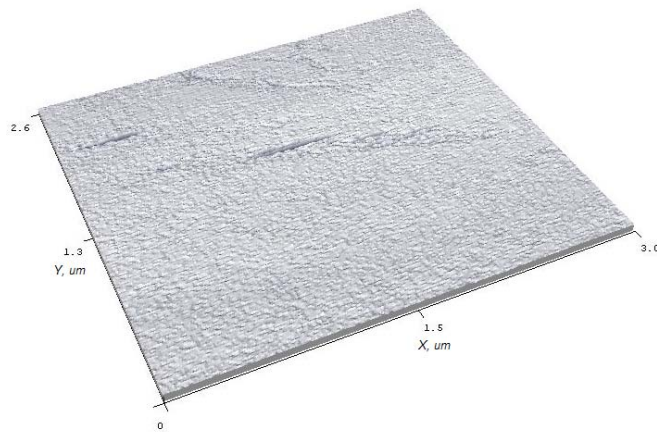


Рис. 6.10. Топографическое изображение быстрозакаленной латуни (гладкая сторона) 3D,  $3 \times 3$  мкм

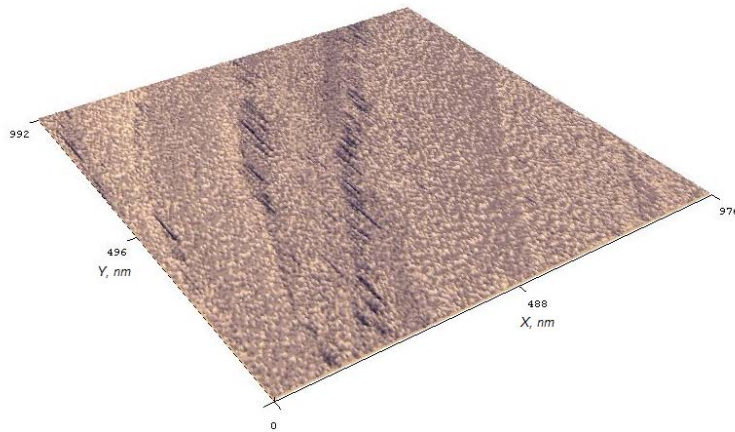


Рис. 6.11. Топографическое изображение быстрозакаленной латуни (гладкая сторона) 3D,  $1 \times 1$  мкм

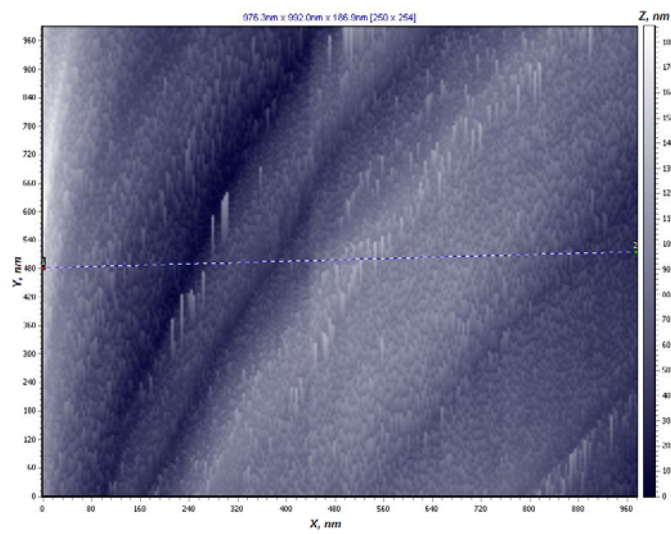


Рис. 6.12. Топографическое изображение быстрозакаленной латуни (гладкая сторона) 2D,  $1 \times 1$  мкм



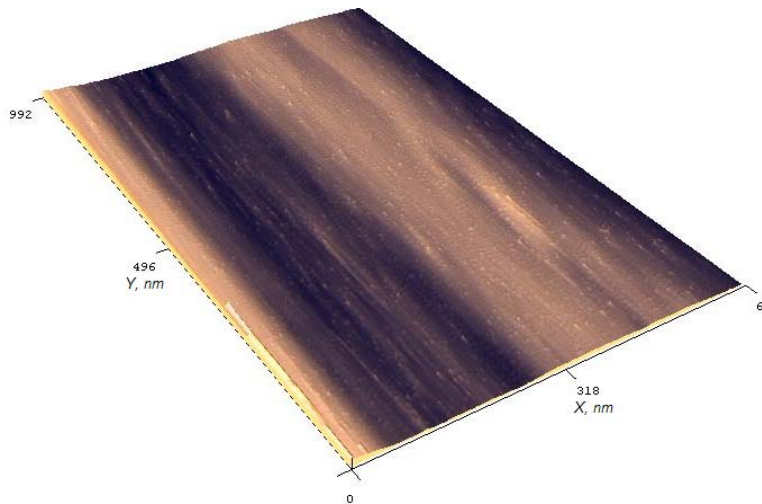


Рис. 6.13. Топографическое изображение быстрозакаленной латуни (гладкая сторона)

В протравленных быстрозакаленных образцах наблюдается эффект структурирования. В качестве структурного элемента выступают характерные блоки, напоминающие соответствующие образования кристаллических материалов. Наиболее близка в данной ситуации мозаичная модель, использующая понятие субструктуры различных порядков. Эта модель представляет собой совокупность хаотически ориентированных зерен, которые сами не одноблочны, а имеют сложное мозаичное строение (субструктуру) (см. рис. 6.9, б). Элемент высшего порядка, называемый элементом тонкой структуры кристалла, блок мозаики, уже не имеет сложного строения.

Очевидно, что от размеров блоков, степени их разориентировки и микроискажений существенно зависят физико-механические свойства материала. Можно говорить об узкой дисперсии размеров таких блоков (для шероховатой поверхности 2–5 мкм, для гладкой – менее 1 мкм).

На рис. 6.9, в, рис. 6.11–6.13 хорошо видны наплывы на поверхности ленты, которые отражают условия охлаждения для данных режимов быстрой закалки расплава. Наплывы ориентированы вдоль быстрозакаленной ленты. Неплоскостность поверхности быстрозакаленной ленты, вероятно, зависит от плотности контакта закаливаемого материала с холодильником, что ведет за собой различие в механизмах формирования ленты.

Когда смачиваемость материала диска или валков расплавом плохая (например, при несоблюдении технологических режимов получения сплавов), наблюдаются колебания толщины ленты по длине, поскольку зоны, характеризующиеся хорошим тепловым контактом,

соседствуют с областями плохого контакта или участками, где контакт совсем отсутствует.

На рис. 6.14 представлены поверхностные дефекты быстрозакаленных лент, вызванные загрязнением поверхности кристаллизаторов различными оксидами, газами и другим, а также высокими внутренними напряжениями, возникающими при быстрой кристаллизации. Для быстрозакаленных образцов независимо от массового содержания легирующих компонентов не наблюдается заметных отличий в топографии поверхности.

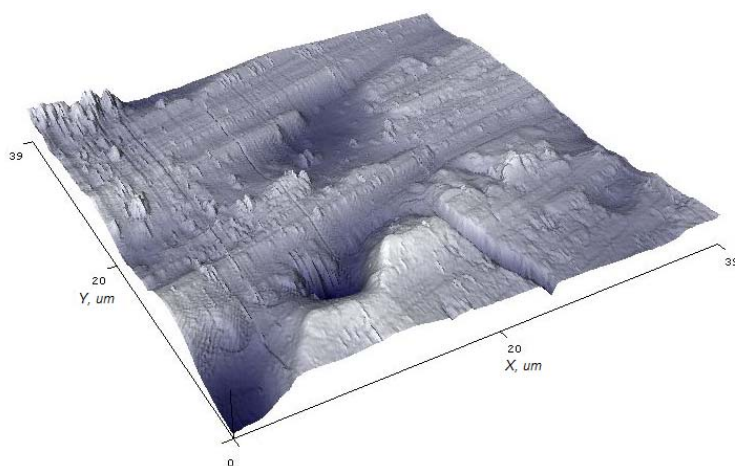


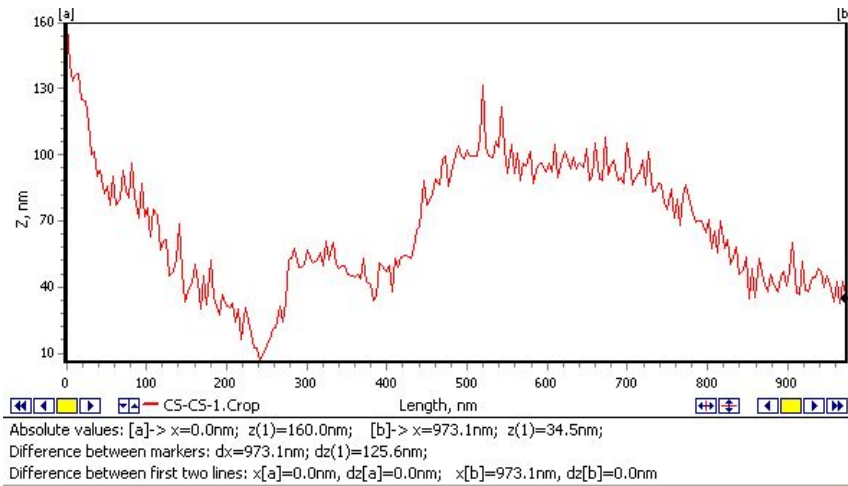
Рис. 6.14. Поверхностные дефекты быстрозакаленной ленты 3D, 40 × 40 мкм

На рис. 6.15–6.18 показаны профилограммы поверхности быстрозакаленных лент, полученные при помощи атомно-силового микроскопа (АСМ). При исследовании шероховатости снималась серия АСМ кадров с одинаковыми размерами с различных участков поверхности. По каждому кадру рассчитывалась величина среднеквадратичной шероховатости  $\sigma$  [232]:

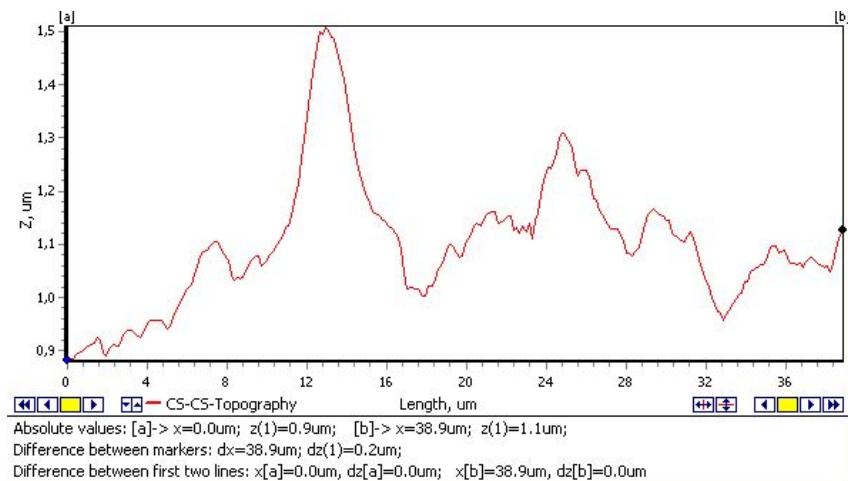
$$\sigma = \sqrt{\frac{1}{N^2} \sum_{ij} (Z_{ij} - Z_{cp})^2}, \quad (6.1)$$

где  $Z_{ij}$  – значение высоты рельефа в точке поверхности с координатами  $ij$ , измеренной с помощью АСМ;  $Z_{cp}$  – средняя высота в кадре;  $N$  – количество точек в строке сканирования.

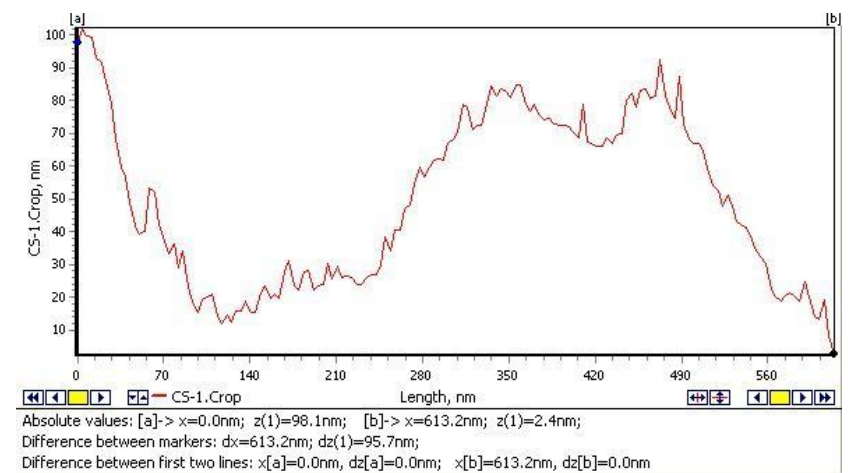
Итоговая шероховатость поверхности на данном масштабе оценивалась как величина  $\sigma$ , усредненная по набору АСМ кадров.



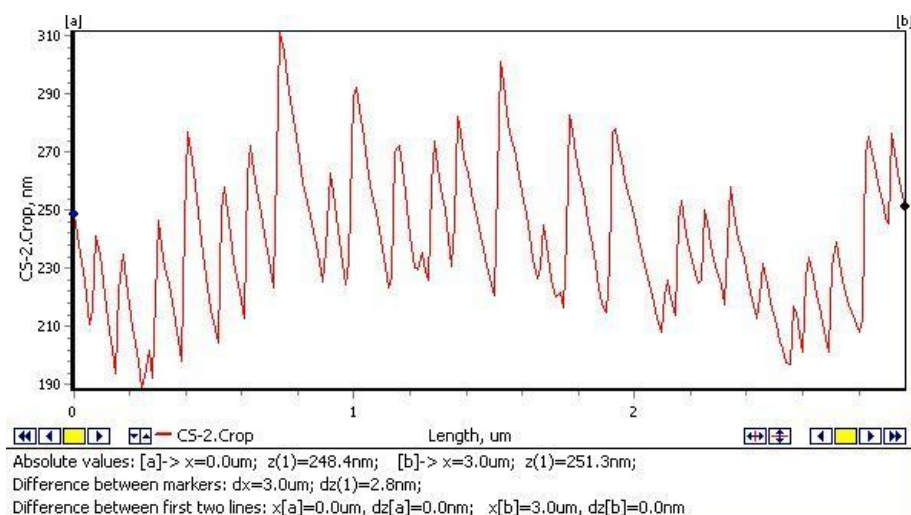
*Рис. 6.15.* Профилограмма гладкой поверхности быстрозакаленного сплава, полученная при помощи атомно-силового микроскопа



*Рис. 6.16.* Профилограмма шероховатой поверхности быстрозакаленного сплава



*Рис. 6.17.* Профилограмма гладкой поверхности быстрозакаленного сплава (длина измерения 600 нм)



*Рис. 6.18.* Профилограмма гладкой поверхности быстрозакаленного сплава (длина измерения 3 мкм)

Шероховатость свободной поверхности ленты составляет 0,6 мкм, но может достигать и 1 мкм, гладкой поверхности – в среднем 150 нм.

Такая шероховатость микрокристаллических лент является причиной повышения их коэрцитивной силы. Авторами работы [194] рассчитана величина коэрцитивной силы для сплава на основе железа с учетом упрощенной клиновидной формы поверхностных неровностей. Эти оценки дают величину коэрцитивной силы  $\sim 0,08$  А/м при глубине неровностей в 1 мкм. Следовательно, получение качественной поверхности быстрозакаленных лент является важным аспектом с точки зрения снижения коэрцитивной силы и улучшения технологических свойств сплава.

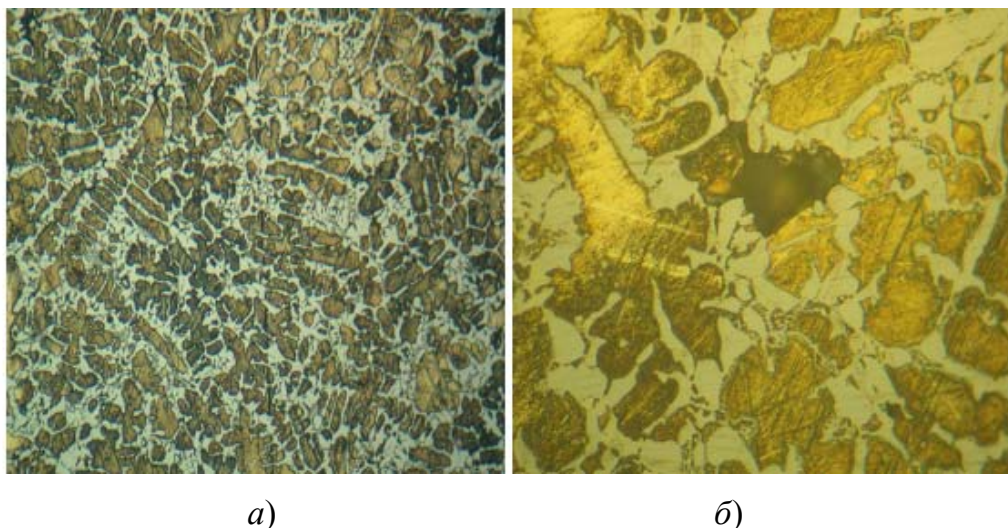
Необходимо отметить, что рассмотренная методика определения шероховатости поверхности быстрозакаленных лент с помощью атомно-силового микроскопа применима только к лентам с высоким качеством поверхности, что не всегда достижимо при использовании методов сверхбыстрой закалки расплава. Для лент с низким качеством поверхности для определения параметров шероховатости необходимо использовать профилограф-профилометр.

#### **6.4. ИССЛЕДОВАНИЕ ЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ТОНКИХ ЛЕНТ**

Свойства сплавов, как известно, во многом определяются их структурой – типом преобладающей фазы, размером и формой зерна, различными включениями и т. д. [223]–[229]. Поэтому одним из важ-

нейших элементов исследований свойств сплавов являются металлографические исследования их структуры.

В литом виде сплавы системы Cu–Zn–Ni–P–Fe–Pb имеют типичную дендритную структуру (рис. 6.19), свойственную всем твердым растворам.



а) б)  
Рис. 6.19. Микроструктура литых латуней системы Cu–Zn–Ni–P–Fe–Pb:  
а –  $\times 25$ ; б –  $\times 1000$

Структура двухфазная, образовавшаяся в результате перитектического превращения. Светлые зерна –  $\alpha$ -фаза, темные участки, которые травятся сильнее из-за большего содержания в них цинка, –  $\beta$ -фаза. Богатая медью  $\alpha$ -фаза имеет кубическую гранцентрированную решетку и является твердым раствором замещения, где часть атомов меди замещается атомами цинка.  $\beta$ -фаза является также твердым раствором, но основой его служит химическое соединение CuZn.

В первую очередь из расплава кристаллизуются зерна  $\alpha$ -фазы. Образование кристаллов  $\alpha$ -фазы в основном идет перпендикулярно плоскостям с максимальной упаковкой атомов, и в этом направлении образуются длинные ветви, называемые осями первого порядка. По мере роста на их ребрах зарождаются и растут перпендикулярно к ним оси второго порядка и т. д. Дендриты растут до соприкосновения с соседними, после чего кристаллизуются межосные пространства. Межосное пространство занимает  $\beta$ -фаза. Происходит образование кристаллитов с неправильной внешней огранкой.

По данным сканирующей электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа структура содержит эвтектику  $\beta + \text{Cu}_3\text{P} + \text{Pb}$ , но вследствие  $\alpha \leftrightarrow \beta$ -превращения легкоплавкие эвтектические фазы находятся не по границам, а внутри зерен твердого раствора (рис. 6.20). Дендриты вытянуты в виде сплошных цепочек, образуя строчечную структуру, что нежелательно при обработке давлением (рис. 6.19, а), так как в месте стыка столбчатых кристаллов собираются нерастворимые примеси и при последующей обработке (например, прокатке) в этих участках возможно образование трещин.

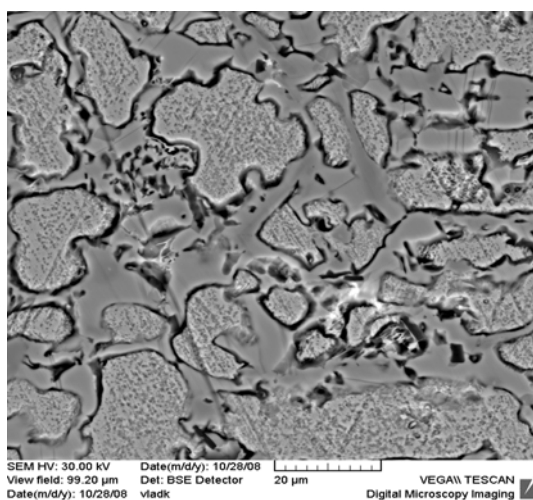


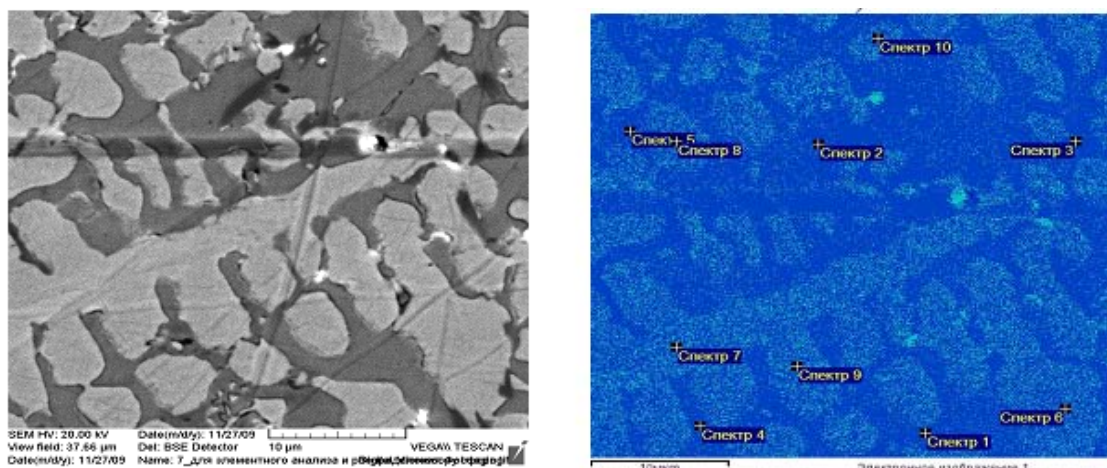
Рис. 6.20. Микроструктура литого сплава состава  $\text{Cu}_{58}\text{Ni}_4\text{P}_7\text{Fe}_{0,2}\text{Pb}_2\text{Zn}_{28,8}$  (мас. %)

Ввиду того, что дендриты всегда обогащены более тугоплавкими компонентами, а междендритные объемы – более легкоплавкими, центральные участки зерен исследуемых сплавов обогащены в большей степени никелем и железом по сравнению с периферийными участками, а наиболее легкоплавкий элемент – фосфор – находится в  $\beta'$ -фазе (рис. 6.21) (по данным сканирующей электронной микроскопии).

Примеси свинца и железа в  $(\alpha + \beta')$ -латуни находятся в виде отдельных изолированных образований внутри зерен по всему объему сплава.

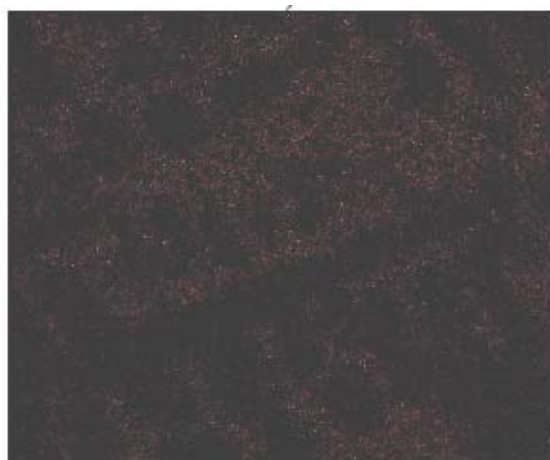
Как видно из приведенных фотографий (см. рис. 6.19, 6.20), структура литого сплава неоднородна, с большим количеством включений. Зерна неравноосные, неправильной формы. Величина зерна колеблется в большом интервале – от 0,01 до 0,08 мм (определение величины зерна проводилось по методу измерения среднего условного диаметра зерна по ГОСТ 21073.0–75).

В литых латунях в большом количестве обнаруживается микропористость (рис. 6.19, б). Раковины располагаются под коркой металла и обнаруживаются после шлифования и травления. Причиной возникновения микропористости являются повышенная газонасыщенность сплава, загрязненность шихты влагой и оксидами, а также несоблюдение рациональных режимов плавки.



а)

б)



в)

Рис. 6.21. Микроструктура быстрозакаленной латуни системы  $\text{Cu}_{58}\text{Ni}_4\text{P}_7\text{Fe}_{0,2}\text{Pb}_2\text{Zn}_{28,8}$  (а); спектры (1–10)-элементного анализа (б); карта распределения фосфора в сплаве (в)

Микроструктура сплавов, полученных быстрой закалкой-прокаткой расплава, отличается от литой структуры значительно большей дисперсностью составляющих и отсутствием видимой химической неоднородности (рис. 6.22, 6.23). При быстром охлаждении структура приобретает более зернистый характер, но распределение зерен в виде

цепочек при этом не исчезает. Отсутствует пористость, обнаруженная в литых сплавах.

Также нет дефектов, типичных для литых латуней: ликваций, сегрегаций и др. В структуре быстрозакаленных лент, как и в литых латунях, выявлены нерастворенные частицы свинца по всему объему металла.

Структура и свойства  $\alpha + \beta'$ -латуней зависят от скорости охлаждения. При быстром охлаждении возрастает количество  $\beta'$ -фазы, что повышает твердость латуни. Медленное охлаждение ведет к увеличению количества  $\alpha$ -фазы, повышая ее пластичность. Быстрозакаленный сплав, где  $\alpha$ -фаза расположена на основном фоне кристаллов  $\beta'$ -фазы в форме круглых мелких включений (рис. 6.22, а), обладает меньшей пластичностью, чем сплав, где  $\alpha$ -фаза имеет вид тонких игл по объему  $\beta$ -фазы (рис. 6.22, б).

На рис. 6.22 и 6.23 представлена микроструктура быстрозакаленных микрокристаллических сплавов системы Cu–Zn–Ni–P–Fe–Pb с типичными дендритными ветвями (зерна  $\alpha$ -фазы). Образующаяся структура сплавов данной системы может быть описана следующим образом. На начальной стадии кристаллизации расплава при скоростях закалки меньше критической происходит непрерывное гетерогенное зарождение сферических зародышей  $\alpha$ -фазы на высокодисперсных частицах ранее выделившихся метастабильных фаз системы, затем следует их диффузионный рост.

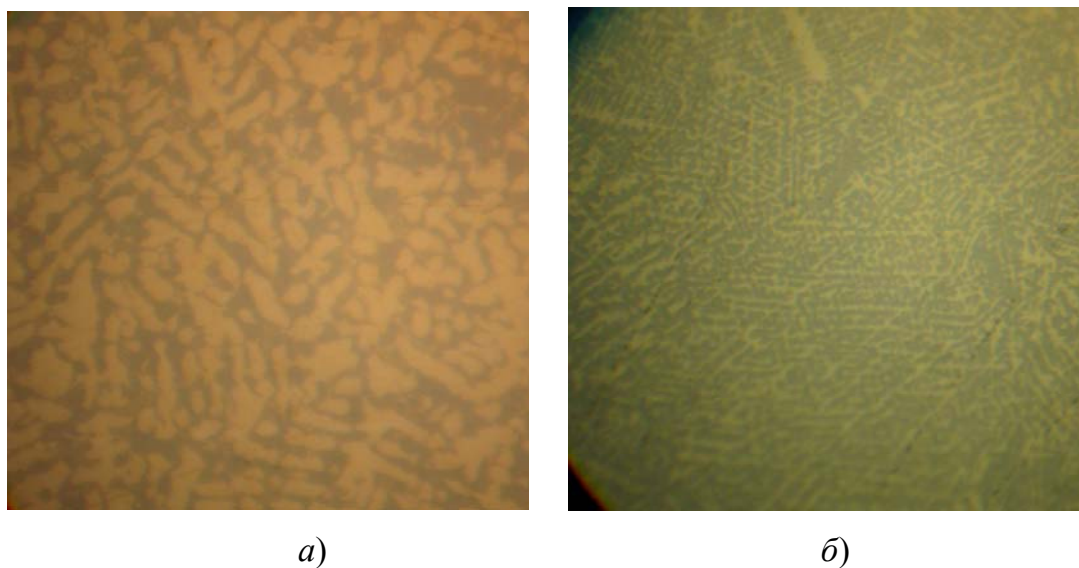


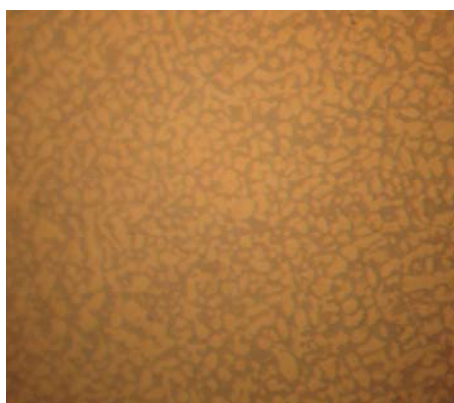
Рис. 6.22. Микроструктура быстрозакаленных сплавов системы Cu–Zn–Ni–P–Fe–Pb без травления,  $\times 1000$ ; толщина ленты 0,35 мм (а – 4 мас. % Ni; б – 8 мас. % Ni)



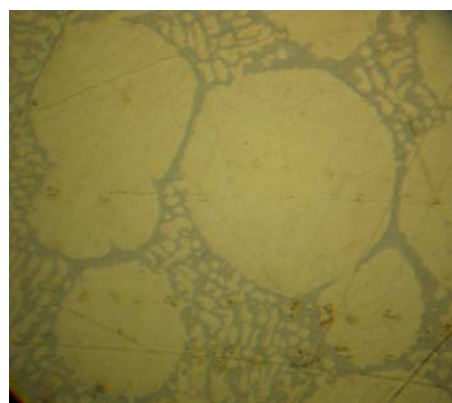


Рис. 6.23. Микроструктура быстрозакаленного сплава  $\text{Cu}_{58}\text{Ni}_4\text{P}_7\text{Fe}_{0,2}\text{Pb}_2\text{Zn}_{28,8}$  (мас. %), травление,  $\times 1000$ ; цена деления шкалы – 0,005 мм

Поэтому при достаточно высокой скорости охлаждения независимо от типа равновесной кристаллизации сплавов (эвтектической, перитектической и т. д.) образуется характерная однотипная равномерно-зернистая структура (рис. 6.24, а).



а)



б)

Рис. 6.24. Микроструктура быстрозакаленных сплавов системы  $\text{Cu-Zn-Ni-P-Fe-Pb}$ ,  $\times 1000$ : а – толщина ленты 0,9 мм; б – толщина ленты 1,5 мм

Анализ структуры быстрозакаленных латунных сплавов показал, что на размер зерна и однородность структуры определяющее влияние оказывает скорость охлаждения расплава, и лишь во вторую очередь – изменение химического состава сплава. На рис. 6.22 представлена микроструктура ленты толщиной 0,35 мм из сплава системы  $\text{Cu-Zn-Ni-P-Fe-Pb}$  с различным содержанием никеля (а – 4 мас. % Ni;

б – 8 мас. % Ni), подтверждающая измельчение структуры при увеличении концентрации легирующих компонентов.

Для количественной оценки скорости закалки на данный момент существует несколько методик [234]. Для затвердевания расплава в зазоре между двумя валками (метод закалки-прокатки) при определенной скорости вращения валков, заданных удельном давлении и зазоре между валками, определяющими толщину получаемой ленты, скорость охлаждения оценивается из следующего соотношения:

$$V_{\text{охл}} = \frac{(T_{\text{нач}} - T_{\text{кон}})}{\Delta\tau}, \quad (6.2)$$

где  $T_{\text{нач}}$ ,  $T_{\text{кон}}$  – начальная и конечная температуры расплава;  $\Delta\tau$  – время контакта расплава с валками, примерно равное отношению диаметра струи расплава к линейной скорости вращения валков.

Более короткое время контакта расплава с охлаждающей поверхностью при двухвалковой прокатке снижает скорость охлаждения [234].

Для микрокристаллических сплавов скорость охлаждения может быть оценена по размерам ячеек или расстоянию между ветвями дендритов. В этом случае по данным работы [235]:

$$V_{\text{охл}} = \frac{C}{d}, \quad (6.3)$$

где  $C$  – константа, определяемая экспериментально;  $d$  – размер ячеек или расстояние между ветвями дендритов.

Основной недостаток расчетов скорости охлаждения по описанным выше формулам – отсутствие учета толщины получаемой быстрозакаленной ленты и связанного с этим изменения интенсивности теплоотвода. Существующая в литературе зависимость скорости охлаждения от толщины (скорость охлаждения обратно пропорциональна квадрату толщины быстрозакаленной пленки) для случая быстрой закалки-прокатки неприменима, так как в ней не учитываются процессы теплоотвода на периферии (незначительная толщина пленки по сравнению с шириной), тогда как при двухвалковой закалке-прокатке толщина ленты значительно больше полученных другими способами закалки (например, спиннингованием). Пренебрегать данными процессами нельзя.

Связь между толщиной закаленной ленты и скоростью охлаждения расплава может быть найдена из экспериментальных данных,

представленных на рис. 6.24, 6.25. Можно видеть, что чем меньше толщина образца, тем меньше зерно и, соответственно, выше скорость закалки.

Так, по данным авторов [234], микрокристаллический сплав с размером дендритных ветвей  $\approx 1$  мкм получает скорость охлаждения  $\approx 10^4$  °C/с. Следует отметить, что все аналитические методы оценки скорости охлаждения по размеру дендритных ветвей из-за погрешностей измерения являются приблизительными и в лучшем случае показывают порядок величины скорости.

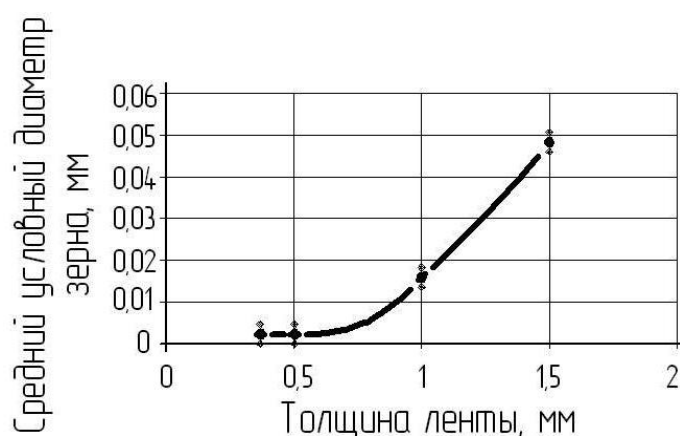


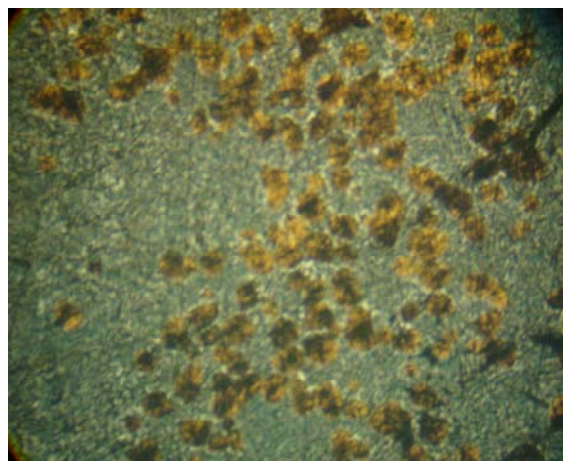
Рис. 6.25. Зависимость размера зерна от толщины ленты

Рассмотрим некоторые закономерности проходящей кристаллизации при закалке-прокатке. Как любое диффузионное фазовое превращение, затвердевание может быть гомогенным и гетерогенным. Гомогенное затвердевание проходит в данном случае три стадии: образование кластеров, формирование критического зародыша и рост критического зародыша до сверхкритического зародыша твердой фазы. При отсутствии анизотропии свойств по различным кристаллографическим направлениям кристаллы при росте приобретают округлую форму. Причем чем больше переохлаждение, тем меньше критический размер зародыша и больше скорость образования зародышей. Гетерогенное затвердевание – это зарождение на частях твердой фазы: кристаллизаторе, твердых частицах в расплаве и т. д. Важную роль при гетерогенном зарождении играет смачивание расплавом места контакта с кристаллизатором. Чем лучше жидкость смачивает поверхность кристаллизатора, тем лучше идет гетерогенное зарождение. Гетерогенное зарождение кристаллов на поверхности кристаллизатора приводит к формированию столбчатой структуры в ленте, особенно если в расплаве присутствуют примеси. Формирование такой

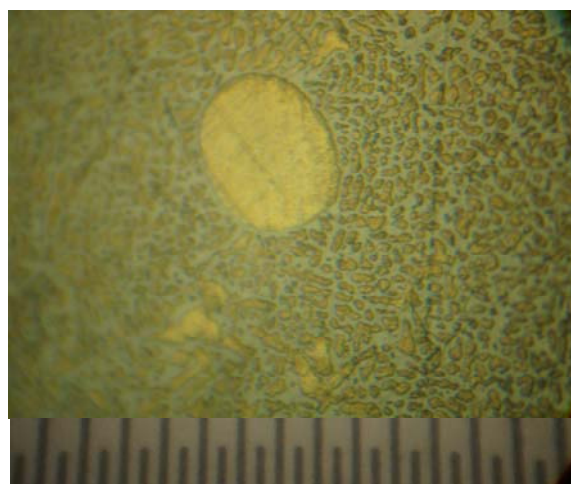
столбчатой структуры на поверхности ленты системы Fe–Si–Al было подробно описано в работе [236]. Любая кристаллизация с различной степенью переохлаждения расплава идет с обязательным участием обоих механизмов зарождения.

При рассмотрении латунных шлифов, полученных быстрой закалкой-прокаткой расплава, столбчатая структура, рассмотренная в [236], не обнаружена. Отсутствие столбчатой структуры является результатом концентрационного переохлаждения жидкости при положительном градиенте температур  $[(dT/dx) > 0]$  (т. е. расплав перед кристаллизацией был перегрет) [237].

Значительный перегрев жидкого металла приводит также к увеличению размеров зерна (рис. 6.26, 6.27).



*a)*



*б)*

*Рис. 6.26. Микроструктура быстрозакаленного сплава  $\text{Cu}_{58}\text{Ni}_4\text{P}_7\text{Fe}_{0,76}\text{Sn}_{1,4}\text{Pb}_{1,2}\text{Zn}_{27,64}$ :  
*a* – при увеличении  $\times 200$ ; *б* – при увеличении  $\times 1000$*

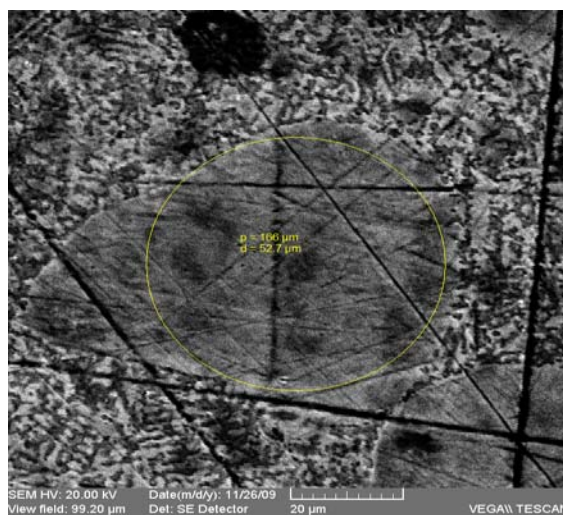


Рис. 6.27. Микроструктура «переросших» зерен сплава  $\text{Cu}_{58}\text{Ni}_4\text{P}_7\text{Fe}_{0,76}\text{Pb}_{1,2}\text{Sn}_{1,4}\text{Zn}_{27,64}$

Это объясняют так называемой дезактивацией включений [237], когда включения (частицы примесей) утрачивают свое влияние на образование зародышей при гетерогенной кристаллизации. Дезактивация связана, вероятно, с тем, что при перегреве расплава с поверхности включений удаляются атомы металла, адсорбированные на ней и облегчающие образование зародышей.

В результате проведенных исследований по закалке-прокатке специальных латуней обнаружены эллипсоидальные зерна, ориентированные в различном направлении, причем эти зерна существенно полидисперсны. Спектр их размеров охватывает диапазон от 0,01 до 0,1 мм (рис. 6.27). Появление таких зерен может быть объяснено не только перегревом металла.

Снижение скорости кристаллизации ведет к увеличению количества образовавшихся в структуре «переросших» зерен (скорость кристаллизации оценивалась по толщине получаемой ленты).

Высокая же скорость охлаждения сплава обуславливает равномерное распределение легирующих компонентов по объему металла. При недостаточной скорости охлаждения отличие химического состава по объему образца предполагает неоднородное образование зерен с неоднородным распределением их по размерам вследствие неодинаковых значений энергий образований зерен и, соответственно, их роста. Результат – наличие крупных зерен в местах с минимумом энергии для зарождения и роста кристаллитов. Исследования на сканирующем электронном микроскопе подтвердили неоднородность распределения химических компонентов в объеме материала с низкой

скоростью охлаждения. При этом химический состав «переросших» зерен определяется соединением меди с цинком без присутствия каких-либо других легирующих компонентов.

Свойственная дендритам анизотропия размеров проявляется при их росте в том, что они всегда растут в определенном кристаллографическом направлении. В металлах и сплавах с ГЦК- и ОЦК-решеткой – в направлении (100). Важно отметить, что особенность роста дендритов связана не только с анизотропией их роста, но и с условиями теплоотвода. Мелкое зерно образуется в результате очень быстрого охлаждения металла при его соприкосновении с кристаллизатором. У поверхности ленты дендриты мелкие и равноосные, их оси ориентированы беспорядочно. По мере удаления от поверхности кристаллизатора по толщине ленты образуются редкие длинные дендриты (рис. 6.28) в направлении отвода тепла. «Выживают» только те дендриты, у которых с направлением теплоотвода совпадает направление максимальной скорости роста, т. е. (100). При этом количество кристаллов определяется концентрационным переохлаждением расплава.

Направление отвода тепла

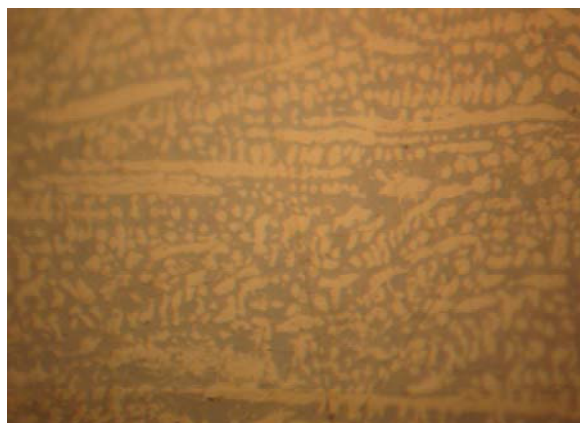
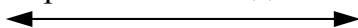


Рис. 6.28. Микроструктура ребрового сечения ленты сплава  $\text{Cu}_{58}\text{Ni}_4\text{P}_7\text{Fe}_{0,2}\text{Pb}_2\text{Zn}_{28,8}$  (мас. %),  $\times 1000$ , без травления

Механические свойства сплавов, и в частности, микротвердость, являются структурно-чувствительными и зависят от условий получения сплавов при быстрой закалке из расплава.

Быстрая закалка-прокатка расплава позволяет получить материал с мелкокристаллической структурой, высокой химической и микроструктурной однородностью, с меньшим количеством пор, раковин

и других дефектов, присущих литым сплавам. Как показали исследования, структура и, соответственно, свойства латуней во многом определяются скоростью охлаждения. Так, при быстром охлаждении возрастает количество  $\beta'$ -фазы, что повышает твердость латуни, тогда как медленное охлаждение увеличивает количество  $\alpha$ -фазы и повышает пластичность латуни.

Результаты измерения микротвердости литых и быстрозакаленных образцов разного химического состава (см. § 6.2) представлены в табл. 6.5 и рис. 6.29.

Таблица 6.5

Микротвердость литых и быстрозакаленных образцов

Способ получения	Микротвердость, МПа				
	1	2	3	4	5
Литые	2973	3757	2970	2600	3145
Быстрозакаленные	4090	3980	3044	2650	4338

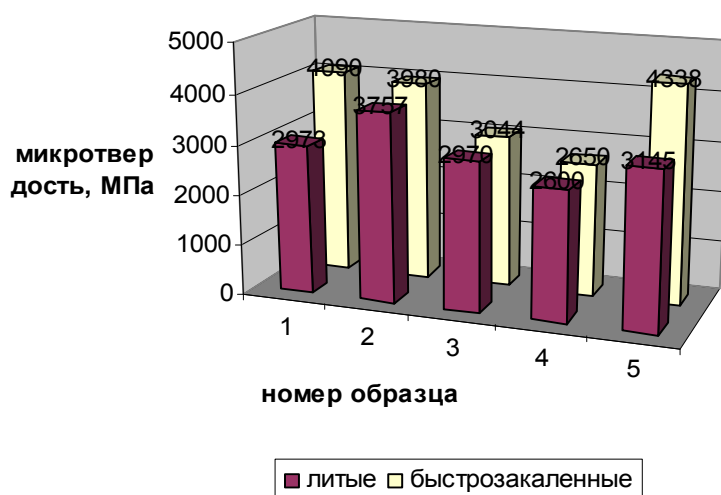


Рис. 6.29. Сравнительные значения микротвердости литых и быстрозакаленных образцов разного химического состава

Можно видеть, что микротвердость быстрозакаленных лент исследованных сплавов превышает микротвердость литых образцов того же состава на 20–30 %, и она увеличивается с ростом концентрации легирующих компонентов. Увеличение микротвердости быстрозакаленных образцов обусловлено твердорастворным, дисперсионным и зернограницными механизмами упрочнения, причем изменение микротвердости за счет образования пересыщенного твердого раствора играет более существенную роль.

При измерении микротвердости быстрозакаленных лент установлено, что микротвердость поверхности быстрозакаленной ленты и ее торцевой части идентичны.

Кроме того, исследования показали, что определяющим фактором формирования микротвердости быстрозакаленных сплавов является их структура, а именно – размер зерна. На рис. 6.30 представлена зависимость влияния размера зерна на микротвердость исследованных сплавов.

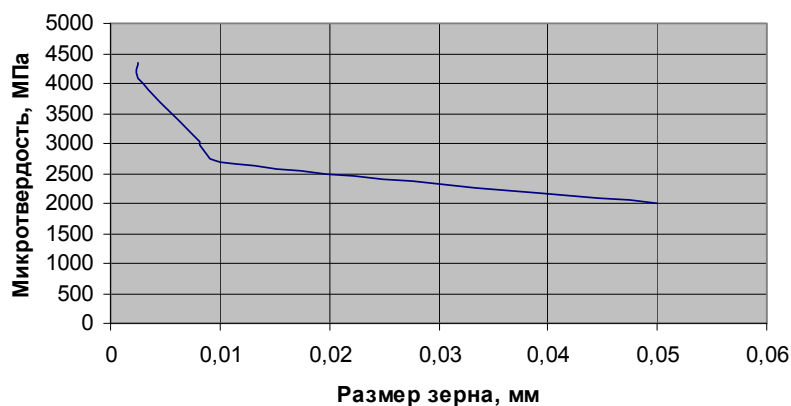


Рис. 6.30. Влияние размера зерна на микротвердость

Можно видеть, что при размере зерна менее 0,008 мм микротвердость быстрозакаленных образцов увеличивается примерно в 2 раза по сравнению с литыми сплавами.

Результаты структурных исследований, а также полученные данные измерения микротвердости позволяют говорить о несомненной главенствующей роли толщины полученных образцов и, соответственно, скорости закалки над микротвердостью. В то же время изменение химического состава сплава оказывает влияние на микротвердость в меньшей степени.

На рис. 6.31 представлена микроструктура ленты сплава № 3 различной толщины, что соответствует разной скорости охлаждения расплава. Для толщины ленты 0,9 мм при размере зерна 0,003 мм микротвердость составляет ~ 4500 МПа, в то же время при толщине 1,5 мм микротвердость равна ~ 2000 МПа.

Более высокую микротвердость быстрозакаленных сплавов с меньшей толщиной можно объяснить: во-первых, очень малым размером микроструктурных элементов, пересыщенных легирующими элементами вследствие быстрого затвердевания; во-вторых, высокая концентрация легирующих элементов создает дополнительные условия для реализации высоких напряжений начала пластического течения. Кроме



того, увеличение скорости охлаждения приводит к увеличению количества  $\beta'$ -фазы, по сравнению с литыми сплавами, что также обуславливает значительное увеличение твердости быстрозакаленных сплавов. В поликристаллических материалах границы зерен представляют собой нарушения непрерывности микроструктуры, препятствующие скольжению, особенно при низких температурах, при которых движение дислокаций затруднено. Эти же границы являются потенциальными барьерами к распространению дислокаций в соседние зоны. Поэтому мелкозернистый материал с большей площадью границ после быстрой закалки имеет более высокую прочность, чем крупнозернистый сплав, полученный при литье в кокиль.

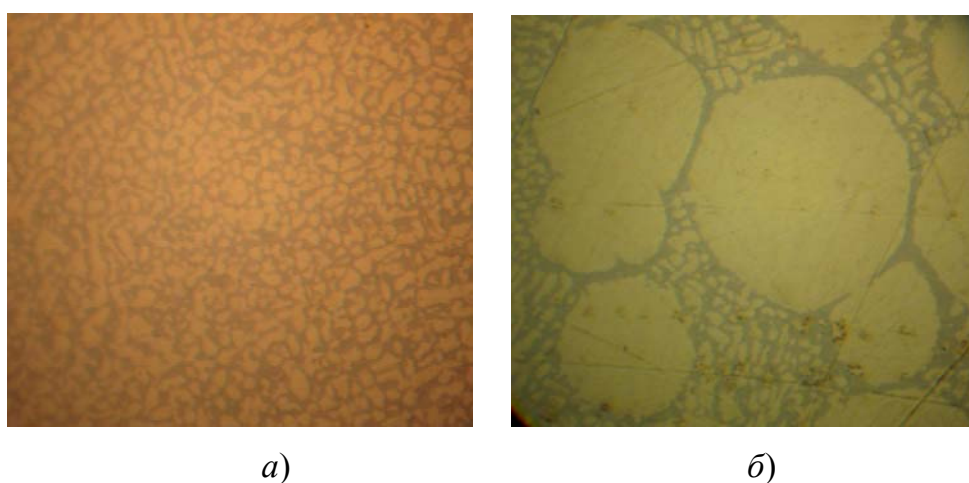


Рис. 6.31. Микроструктура ленты сплава № 3 после закалки-прокатки,  $\times 1000$ :  
*a* – толщина ленты 0,9 мм; *б* – толщина ленты 1,5 мм

Установлено, что и литые, и быстрозакаленные образцы имеют достаточно высокую хрупкость и испытания на изгиб не выдерживают. Хрупкость сплавов связана с присутствием упорядоченной  $\beta$ -фазы в литом и  $\beta'$ -фазы в быстрозакаленном сплаве (когда атомы цинка располагаются в центре куба, а атомы меди – в вершинах куба [216]). В отличие от равновесного состояния  $\beta'$ -фаза появляется в структуре латуней при содержании цинка около 30 % (по двухфазной диаграмме состояния). Рентгенофазовый анализ сплавов выявил присутствие метастабильного цинка с присущей ему гексагональной плотноупакованной решеткой, с параметрами  $a = 2,668 \text{ \AA}$  и  $c = 4,99 \text{ \AA}$ , придающей твердость и хрупкость материалу.

Характерной особенностью данного сплава является наличие хрупких включений фосфидов меди. Это обусловлено тем, что фос-

фор весьма незначительно растворяется в  $\alpha$ -фазе и выделяется в виде хрупкого химического соединения  $\text{Cu}_3\text{P}$ , повышая твердость и резко снижая пластичность латуней. Вместе с тем, фосфор значительно снижает температуру плавления сплава.

Хрупкость литых сплавов также связана со структурными факторами (формой и неоднородностью зерен, микропористостью, ликвациями, сегрегациями и т. д.), тогда как хрупкость быстрозакаленных сплавов обусловлена наличием определенного типа связей, протеканием процессов фазового расслоения и т. д., а также значительным перегревом расплава.

Установлено, что в  $\alpha$ -латунях свинец образует легкоплавкие эвтектики по границам зерен, что приводит к горячеломкости. В двухфазных латунях происходит перекристаллизация ( $\alpha + \beta$ )-фаз, в результате которой образовавшийся по границам прежних зерен  $\alpha$ -фазы эвтектоид оказывается внутри вновь формирующихся зерен твердого раствора и его вредное воздействие на пластичность снижается, но не исключается, так как некоторое его количество вокруг зерен присутствует.

## **6.5. ИЗУЧЕНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА И РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ЛЕГИРУЮЩИХ КОМПОНЕНТОВ В МИКРО- И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ**

### ***6.5.1. Фазовый состав в микро- и нанокристаллических сплавах***

Свойства металлов определяются не только структурными факторами и химическим составом, но зависят и от их фазового состава, вследствие чего весьма важной задачей является установление последнего как качественно, так и количественно [238].

Данные, полученные с помощью атомно-силового микроскопа, позволили качественно определить примерно равное количество  $\alpha$ - и  $\beta$ -фазы в литых латунных сплавах (50/50). Увеличение скорости охлаждения в сплавах, полученных закалкой-прокаткой расплава, приводит к увеличению количества  $\beta$ -фазы, по сравнению с литыми сплавами, что обуславливает значительное увеличение твердости быстрозакаленных сплавов [246].

Дифракционные кривые литого, быстрозакаленного и после отжига сплава системы  $\text{Cu}_{58,66}\text{Zn}_{23,07}\text{Ni}_8\text{P}_{7,58}\text{Fe}_{0,19}\text{Pb}_2\text{Mn}_{0,5}$  приведены на рис. 6.32–6.34.

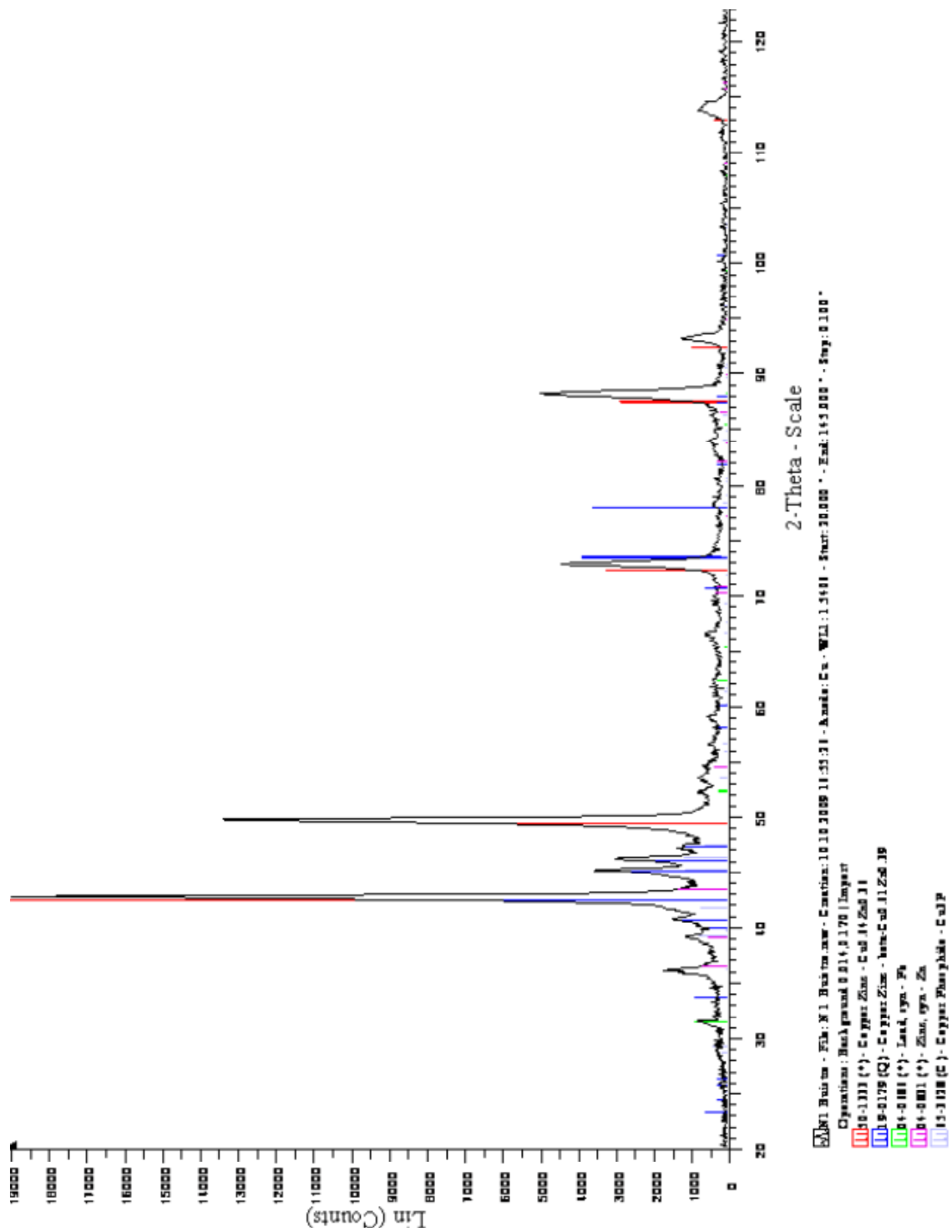


Рис. 6.32. Дифракционная кривая сплава системы  $\text{Cu}_{58,66}\text{Zn}_{23,07}\text{Ni}_8\text{P}_{7,58}\text{Fe}_{0,19}\text{Pb}_2\text{Mn}_{0,5}$  после закалки-прокатки расплава

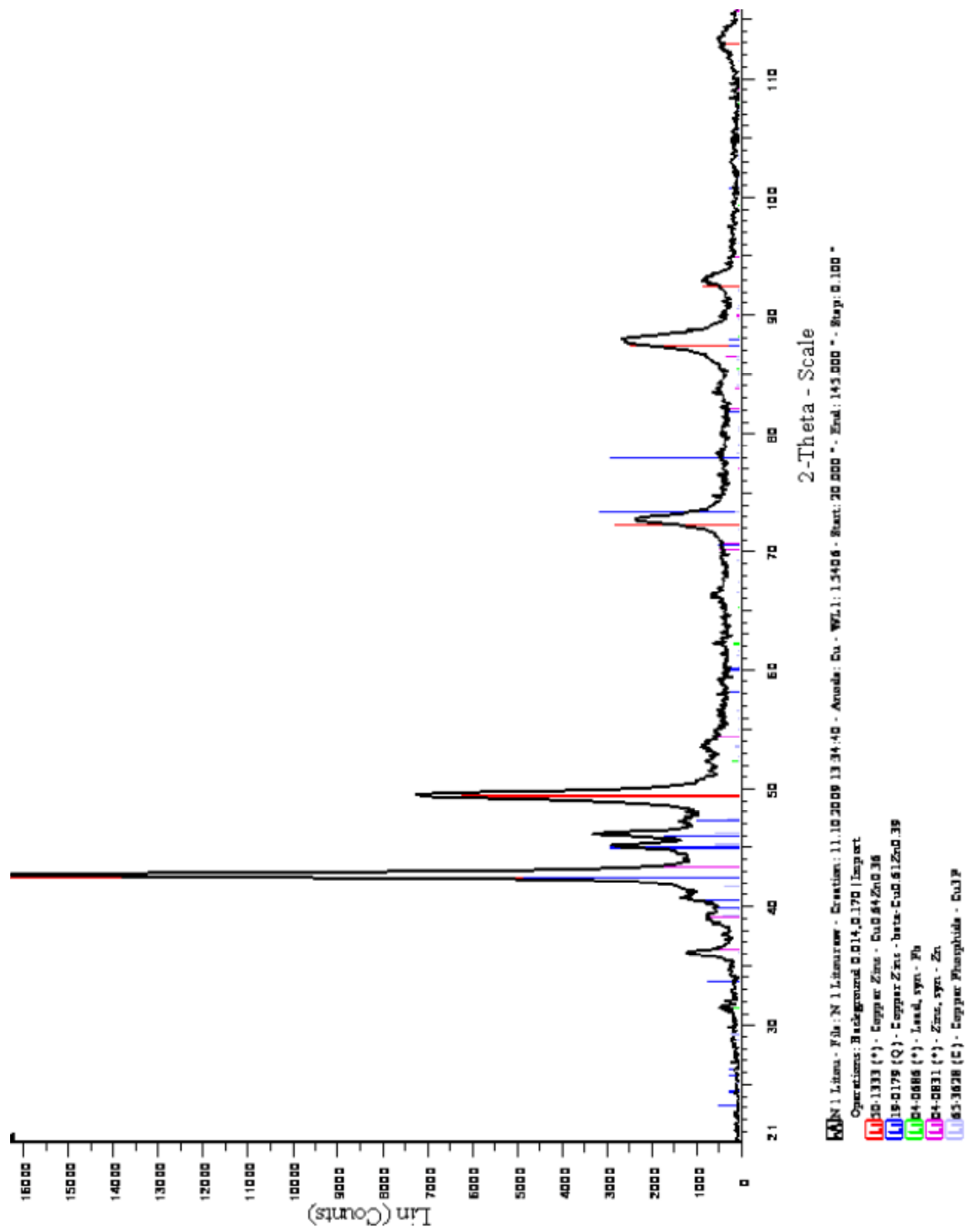


Рис. 6.33. Дифракционная кривая литого сплава системы  $\text{Cu}_{58.66}\text{Zn}_{23.07}\text{Ni}_8\text{P}_{7.58}\text{Fe}_{0.19}\text{Pb}_2\text{Mn}_{0.5}$

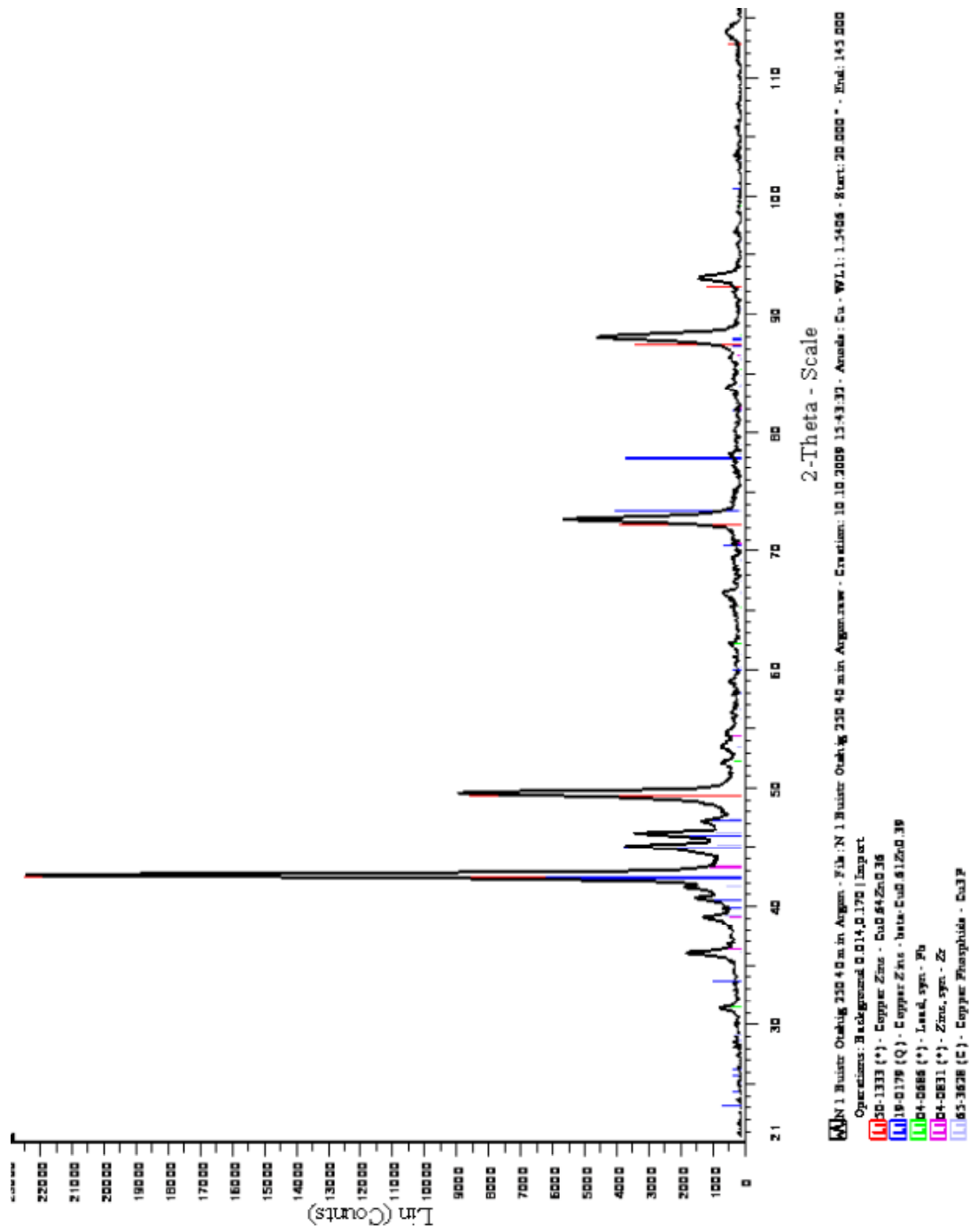


Рис. 6.34. Дифракционная кривая быстрозакаленного сплава системы  $\text{Cu}_{58,66}\text{Zn}_{23,07}\text{Ni}_8\text{P}_{7,58}\text{Fe}_{0,19}\text{Pb}_2\text{Mn}_{0,5}$  после отжига в аргоне

Анализ дифрактограмм подтвердил наличие  $\alpha$ - и  $\beta$ -фаз. Количественное содержание фаз в объемных процентах, полученное на основе расшифровки данных рентгенофазового анализа, приведено в табл. 6.6.

Таблица 6.6

**Результаты фазового и количественного анализа  
структуры образцов сплава Cu–Zn**

Маркировка образца	Наименование фазы, номер карточки в картотеке PDF-2, содержание фазы в объемных процентах (об. %)				
	Cu <sub>0,64</sub> Zn <sub>0,36</sub> 50-1333	$\beta$ -Cu <sub>0,61</sub> Zn <sub>0,39</sub> 19-0179	Pb 04-0686	Zn' 04-0831	Cu <sub>3</sub> P 65-3628
№ 1. Быстрозакаленный Cu <sub>58,66</sub> Zn <sub>23,07</sub> Ni <sub>8</sub> P <sub>7,58</sub> Fe <sub>0,19</sub> Pb <sub>2</sub> Mn <sub>0,5</sub> , отжиг 250 °С, 40 мин, аргон	85,1	10,5	2,5	0,9	1,0
№ 1. Литой Cu <sub>58,66</sub> Zn <sub>23,07</sub> Ni <sub>8</sub> P <sub>7,58</sub> Fe <sub>0,19</sub> Pb <sub>2</sub> Mn <sub>0,5</sub>	74,8	21,6	2,1	0,6	0,9
№ 2. Литой Cu <sub>57,8</sub> Ni <sub>7,02</sub> P <sub>7,28</sub> Sn <sub>3,93</sub> Pb <sub>1</sub> Mn <sub>1,2</sub> Zn <sub>21,77</sub>	77,8	15,8	4,1	0,7	1,6
№ 3. Литой Cu <sub>58,6</sub> Ni <sub>8,5</sub> P <sub>7,8</sub> Fe <sub>0,7</sub> Sn <sub>1,4</sub> Pb <sub>1,2</sub> Mn <sub>0,4</sub> Zn <sub>21,4</sub>	88,5	8,6	1,1	0,8	0,9
№ 4. Литой Cu <sub>59,27</sub> Ni <sub>8,07</sub> P <sub>7,79</sub> Fe <sub>0,64</sub> Sn <sub>0,98</sub> Pb <sub>1,4</sub> Mn <sub>0,3</sub> Zn <sub>21,55</sub>	85,1	11,7	1,5	0,7	1,0
№ 5. Литой Cu <sub>58,05</sub> Ni <sub>7,88</sub> P <sub>7,76</sub> Fe <sub>1,04</sub> Sn <sub>1,46</sub> Pb <sub>0,7</sub> Mn <sub>0,5</sub> Zn <sub>22,61</sub>	84,0	12,2	1,0	1,7	1,1
№ 1. Быстрозакаленный Cu <sub>58,66</sub> Zn <sub>23,07</sub> Ni <sub>8</sub> P <sub>7,58</sub> Fe <sub>0,19</sub> Pb <sub>2</sub> Mn <sub>0,5</sub>	71,5	22,3	3,3	1,3	1,6
№ 2. Быстрозакаленный Cu <sub>57,8</sub> Ni <sub>7,02</sub> P <sub>7,28</sub> Sn <sub>3,93</sub> Pb <sub>1</sub> Mn <sub>1,2</sub> Zn <sub>21,77</sub>	76,2	18,5	2,4	1,0	2,0
№ 3. Быстрозакаленный Cu <sub>58,6</sub> Ni <sub>8,5</sub> P <sub>7,8</sub> Fe <sub>0,7</sub> Sn <sub>1,4</sub> Pb <sub>1,2</sub> Mn <sub>0,4</sub> Zn <sub>21,4</sub>	87,8	8,7	1,1	1,7	0,7
№ 4. Быстро закаленный Cu <sub>59,27</sub> Ni <sub>8,07</sub> P <sub>7,79</sub> Fe <sub>0,64</sub> Sn <sub>0,98</sub> Pb <sub>1,4</sub> Mn <sub>0,3</sub> Zn <sub>21,55</sub>	84,1	11,7	1,3	1,9	1,0
№ 5. Быстрозакаленный Cu <sub>58,05</sub> Ni <sub>7,88</sub> P <sub>7,76</sub> Fe <sub>1,04</sub> Sn <sub>1,46</sub> Pb <sub>0,7</sub> Mn <sub>0,5</sub> Zn <sub>22,61</sub>	76,6	17,5	2,9	2,0	1,0
Использованный 2 $\theta$ угол при проведении количественного анализа	42,25°	44,94°	31,27°	38,97°	70,09°

Уширение дифракционных кривых связано с малым размером кристаллитов. На уширение также оказывают влияние микроискажения кристаллов (микродеформации) – упругие искажения решетки, уравнивающиеся в пределах зерна [246]. Размер блоков (кристаллитов) и микронапряжения, определенные при помощи программы TOPAS, приведены в табл. 6.7.

**Характеристики фаз, формирующихся  
в быстрозакаленных латунных сплавах**

Маркировка образца	Фаза, тип решетки	Параметры решетки			Размеры кристал- литов, нм	Микро- напряже- ния, G
		<i>a</i> , Å	<i>b</i> , Å	<i>c</i> , Å		
№ 1	Cu <sub>0,64</sub> Zn <sub>0,36</sub> 50-1333 <i>cubic</i>	3,69612	3,69612	3,69612	31,2	–
	β-Cu <sub>0,61</sub> Zn <sub>0,39</sub> 19-0179 <i>orthorhombic</i>	4,27	4,46	2,67	20,6	0,25
	Pb 04-0686 <i>cubic</i>	4,9506	4,9506	4,9506	71	0,16
	Zn' 04-0831 <i>hexagonal</i>	2,665	2,665	4,94700	160	1,73
	Cu <sub>3</sub> P 65-3628 <i>hexagonal</i>	6,954	6,954	7,149	–	–
№ 1 отжиг в аргоне	Cu <sub>0,64</sub> Zn <sub>0,36</sub> 50-1333 <i>cubic</i>	3,68086	3,68086	3,68086	37,5	0,21
	β-Cu <sub>0,61</sub> Zn <sub>0,39</sub> 19-0179 <i>orthorhombic</i>	4,2524	4,4503	2,67212	29,6	0,29
	Pb 04-0686 <i>cubic</i>	4,9944	4,9944	4,9944	160	1,23
	Zn' 04-0831 <i>hexagonal</i>	2,6668	2,6668	4,9298	26	0,04
	Cu <sub>3</sub> P 65-3628 <i>hexagonal</i>	6,954	6,954	7,149	–	–
№ 2	Cu <sub>0,64</sub> Zn <sub>0,36</sub> 50-1333 <i>cubic</i>	3,68221	–	–	33,0	0,264
	β-Cu <sub>0,61</sub> Zn <sub>0,39</sub> 19-0179 <i>orthorhombic</i>	4,24532	4,45480	2,66864	41,8	0,134
	Pb 04-0686 <i>cubic</i>	4,9944	–	–	160	1,75

Продолжение табл. 6.7

Маркировка образца	Фаза, тип решетки	Параметры решетки			Размеры кристаллитов, нм	Микронапряжения, G
		<i>a</i> , Å	<i>b</i> , Å	<i>c</i> , Å		
	Zn' 04-0831 <i>hexagonal</i>	2,6679	–	4,9261	21,5	0,07
	Cu <sub>3</sub> P 65-3628 <i>hexagonal</i>	6,954	6,954	7,149	–	–
№ 3	Cu <sub>0,64</sub> Zn <sub>0,36</sub> 50-1333 <i>cubic</i>	3,69082	–	–	27,1	0,63
	β-Cu <sub>0,61</sub> Zn <sub>0,39</sub> 19-0179 <i>orthorhombic</i>	4,25012	4,46740	2,67190	38,7	0,211
	Pb 04-0686 <i>cubic</i>	4,993	–	–	–	2,5
	Zn' 04-0831 <i>Hexagonal</i>	2,6727	–	4,9404	16,6	–
	Cu <sub>3</sub> P 65-3628 <i>hexagonal</i>	6,954	6,954	7,149	–	–
№ 4	Cu <sub>0,64</sub> Zn <sub>0,36</sub> 50-1333 <i>cubic</i>	3,68931	–	–	27,7	0,582
	β-Cu <sub>0,61</sub> Zn <sub>0,39</sub> 19-0179 <i>orthorhombic</i>	4,24796	4,4661	2,6710	36,6	0,172
	Pb 04-0686 <i>cubic</i>	4,989	–	–	–	2,4
	Zn' 04-0831 <i>hexagonal</i>	2,6703	–	4,946	20,1	–
	Cu <sub>3</sub> P 65-3628 <i>hexagonal</i>	6,954	6,954	7,149	–	–



Маркировка образца	Фаза, тип решетки	Параметры решетки			Размеры кристаллитов, нм	Микронапряжения, G
		<i>a</i> , Å	<i>b</i> , Å	<i>c</i> , Å		
№ 5	Cu <sub>0,64</sub> Zn <sub>0,36</sub> 50-1333 <i>cubic</i>	3,69650	–	–	31,97	–
	β-Cu <sub>0,61</sub> Zn <sub>0,39</sub> 19-0179 <i>orthorhombic</i>	4,2631	4,4339	2,66260	39,6	–
	Pb 04-0686 <i>cubic</i>	4,9380	–	–	–	0,70
	Zn' 04-0831 <i>hexagonal</i>	2,67150	–	4,9829	63	0,245
	Cu <sub>3</sub> P 65-3628 <i>hexagonal</i>	6,954	6,954	7,149	–	–

Проведенный фазовый анализ кроме двух фаз  $\alpha$  и  $\beta$  в литых и быстрозакаленных сплавах выявил присутствие фосфида меди Cu<sub>3</sub>P, а также нерастворенных частиц свинца по всему объему сплава и метастабильного цинка. Другие легирующие элементы успели полностью раствориться в твердом растворе  $\alpha$ - и  $\beta$ -фаз. Установлено, что основной фазой является  $\alpha$ -фаза (71,5–88,8 %) [240], [242].  $\alpha$ -фаза является твердым раствором замещения, где часть атомов меди замещается атомами цинка. Решетка кубическая.  $\beta$ -фаза является также твердым раствором, но основой его служит химическое соединение Cu<sub>0,61</sub>Zn<sub>0,39</sub>. Решетка *orthorhombic*.

При температуре отжига 250 °С количество  $\alpha$ -фазы резко возрастает и, соответственно, снижается количество  $\beta$ -фазы, что влечет за собой падение твердости и увеличение пластичности быстрозакаленной ленты. Это вызвано фазовыми превращениями, возникающими в области температур ~ 220 °С [221].

Обнаружено, что в быстрозакаленных лентах наряду с исходной стабильной фазой присутствует метастабильная фаза Zn', имеющая гексагональную решетку, параметры решетки приведены в табл. 6.7. Образование пересыщенного твердого раствора и метастабильной фазы Zn' является следствием протекания при быстрой закалке бездиф-

фузионной кристаллизации, которая расширяет область существования твердых растворов и подавляет образование вторых фаз во всех сплавах.

В табл. 6.8–6.10 представлены индексы кристаллографических плоскостей (индексы Миллера), межплоскостное расстояние и интенсивность дифракционных линий для  $\alpha$ -фазы ( $\alpha$ -фаза приведена как преобладающая).

Таблица 6.8

**№ 1 быстрозакаленный ( $\alpha$ -фаза)**

<i>h</i>	<i>k</i>	<i>l</i>	<i>d</i>	$2\theta$	<i>I</i>
1	1	1	2,12323	42,54404	876
0	0	2	1,83877	49,53296	1056
0	2	2	1,30020	72,66122	767
3	1	1	1,10882	88,00691	530
2	2	2	1,06161	93,03629	357
0	0	4	0,91938	113,82584	285
3	3	1	0,84368	131,85133	220
0	4	2	0,82232	139,02078	360

Таблица 6.9

**№ 1 литой ( $\alpha$ -фаза)**

<i>h</i>	<i>k</i>	<i>l</i>	<i>d</i>	$2\theta$	<i>I</i>
1	1	1	2,13182	42,36421	50
0	0	2	1,84621	49,31989	880
0	2	2	1,30547	72,32181	424
3	1	1	1,11331	87,56151	300
2	2	2	1,06591	92,55019	210
0	0	4	0,92311	113,12006	290
3	3	1	0,84710	130,82742	0
0	4	2	0,82565	137,80165	0

Таблица 6.10

**№ 1 быстрозакаленный, отжиг 250 °С в аргоне ( $\alpha$ -фаза)**

<i>h</i>	<i>k</i>	<i>l</i>	<i>d</i>	$2\theta$	<i>I</i>
1	1	1	2,12514	42,50378	938
0	0	2	1,84043	49,48526	670
0	2	2	1,30138	72,58521	746,4
3	1	1	1,10982	87,90710	710

<i>h</i>	<i>k</i>	<i>l</i>	<i>d</i>	<b>2θ</b>	<i>I</i>
2	2	2	1,06257	92,92732	390
0	0	4	0,92021	113,66734	171
3	3	1	0,84445	131,62044	200
0	4	2	0,82306	138,74498	210

Рентгеновские дифрактограммы свидетельствуют о микрокристаллической структуре латунных сплавов с размером областей когерентного рассеяния от 5 до 160 нм и неуравновешенных межзеренных границах.

Изменение размеров объемно-кубической решетки (ОКР) связано с изменением режимов быстрой закалки и типом фазы (наиболее крупная ОКР наблюдалась у метастабильного цинка). Увеличение интенсивности дифракционных линий при прочих неизменных параметрах (режиме быстрой закалки, химическом составе) говорит о более выраженной текстуре данного сплава, по сравнению с другими образцами. Четкой текстурой (002) характеризуется ~ 75 % объема быстрозакаленных лент, в некоторых образцах дополнительно наблюдается текстура (111). В литых образцах четкой текстуры не выявлено (табл. 6.8–6.10).

Формирование микрокристаллической структуры связано со значительным переохлаждением жидкой фазы в процессе затвердевания, и как следствие – высокой скорости зародышеобразования при быстрой закалке.

Итак, проведенный фазовый анализ подтвердил присутствие двух фаз –  $\alpha$  и  $\beta$  в литых и быстрозакаленных сплавах, а также присутствие нерастворенных частиц свинца и фосфида меди. Основной фазой является  $\alpha$ -фаза (~ 75 %). Содержание  $\beta$ -фазы находится в пределах ~ 10–20 %. Обнаружено, что в быстрозакаленных лентах присутствует метастабильная фаза  $Zn'$ , имеющая гексагональную решетку. Образование пересыщенного твердого раствора и метастабильной фазы  $Zn'$  является следствием протекания при быстрой закалке бездиффузионной кристаллизации.

При температуре отжига 250 °С количество  $\alpha$ -фазы резко возрастает и, соответственно, снижается количество  $\beta$ -фазы, что влечет за собой падение твердости и увеличение пластичности быстрозакаленной ленты. Это вызвано фазовыми превращениями в латунных сплавах, возникающими в области температур ~ 220 °С.

Рентгеновские дифрактограммы свидетельствуют о микрокристаллической структуре латунных сплавов с размером областей когерентного рассеяния от 5 до 160 нм и неуравновешенных межзеренных границах.

### ***6.5.2. Распределение легирующих компонентов в микро- и нанокристаллических сплавах***

Известно, что сплавы, в отличие от чистых металлов, кристаллизуются не при одной температуре, а в некотором ее интервале. Это вызывает появление неоднородности химического состава сплава. Чем шире температурный интервал кристаллизации сплава, тем большее развитие получает ликвация и сегрегация, причем наибольшую склонность к ней проявляют те компоненты сплава, которые наиболее сильно влияют на ширину интервала кристаллизации. Ликвация любого вида – как зональная, так и дендритная – является нежелательным дефектом кристаллического строения, так как ухудшает свойства сплавов как в состоянии полуфабриката, так и в готовом изделии [244], [245].

В качестве исходных материалов для исследования неоднородности химического состава использовались сплавы системы  $\text{Cu}_{58,66}\text{Ni}_8\text{P}_{7,58}\text{Pb}_2\text{Fe}_{0,19}\text{Mn}_{0,5}\text{Zn}_{23,07}$ ;  $\text{Cu}_{58,6}\text{Ni}_{8,5}\text{P}_{7,8}\text{Fe}_{0,7}\text{Sn}_{1,4}\text{Pb}_{1,2}\text{Mn}_{0,4}\text{Zn}_{21,4}$ . Быстрозакаленные ленты данной системы получали быстрой закалкой-прокаткой расплава (скорость прокатки  $V = 3\text{--}4$  м/с); литые сплавы получали литьем в изложницу с охлаждением на воздухе.

Исследование неравномерности химического состава сплавов до и после отжига проводилось на сканирующем электронном микроскопе VEGA II LSH методом электронно-зондового анализа, при этом определяли химический состав в различных точках поверхности шлифов. Распределение химических элементов (картографирование) определялось с использованием детектора IED 2201.

Изохронный отжиг быстрозакаленных сплавов, полученных спиннингованием, проводили в индукционной печи в среде аргона в течение 40 мин при температурах 100; 200; 300; 400; 500 °С. При этом определяли абсолютную неравномерность распределения химического состава сплава.

Также исследовали быстрозакаленные сплавы, полученные быстрой закалкой-прокаткой расплава, после изотермического и изохронного отжига. При этом определяли относительную неравномерность распределения химического состава сплава.

В работе [247] показано, что при кристаллизации сплавов с образованием твердого раствора химический состав кристаллов неодинаков с химическим составом жидкой фазы. Кристаллизация сплавов происходит в определенном интервале температур, причем химический состав обеих фаз переменен. Кроме того, механизм кристаллизации является диффузионным. При медленном охлаждении, когда имеет место равновесный процесс кристаллизации, состав кристаллов твердого раствора только в последний момент соответствует исходному составу сплава. При этом каждое зерно твердого раствора по своему объему химически однородно. Такое отсутствие внутрикристаллической ликвации обусловлено достаточно полным протеканием диффузии атомов компонентов в решетке твердого раствора в процессе кристаллизации. При ускоренном охлаждении (при охлаждении в изложнице –  $10^2$ – $10^3$  К/с, при сверхбыстрой закалке расплава – примерно  $10^5$ – $10^6$  К/с) диффузионные процессы в твердом растворе не успевают выравнять концентрацию компонентов по объему растущих зерен в соответствии с равновесной линией солидуса диаграммы состояния системы. Вследствие чего химический состав кристаллов оказывается по сечению неоднородным.

Рассмотрим для примера кристаллизацию сплава системы Cu–Zn при содержании цинка 18 мас. %. Левая часть диаграммы состояния данной системы представлена на рис. 6.35.

Используя методический подход, объясняющий механизм формирования внутрикристаллической (дендритной) ликвации в процессе кристаллизации сплавов [247], рассмотрим фазовые превращения в сплаве системы Cu–Zn при высокоскоростном охлаждении, т. е. не в равновесных условиях, когда не все процессы, сопровождающие кристаллизацию, успевают завершиться до конца. В равновесных условиях кристаллизация сплава Cu–18 мас. % Zn начинается при температуре  $T_1$  на линии ликвидус в точке 1 и заканчивается при температуре  $T_3$  на линии солидус в точке 2, причем химический состав зерен твердого раствора все время изменяется согласно линии солидуса на участке от *a* до 2. При температуре  $T_1$  в условиях некоторого переохлаждения (см. рис. 6.35) начнется кристаллизация сплава с выделением  $\alpha$ -твердого раствора состава, соответствующего точке *a*. При этом возникает сердцевина дендритов твердого раствора, т. е. оси первых порядков. При дальнейшем охлаждении при  $T_2$  состав жидкой фазы вдали от осей первых порядков некоторое время соответствует составу точки 1, а в тонком слое, граничащем с кристаллом, имеет равновесную концентрацию, определяемую точкой *d*. Из нее выделя-

ется новая порция  $\alpha$ -твердого раствора, имеющая концентрацию точки  $c$  и наслаивающаяся на ранее возникшие оси дендритов состава точки  $a$ . Таким образом, при  $T_2$  имеем два объема твердого раствора, разных по химическому составу. В условиях равновесной кристаллизации твердый раствор принимает концентрацию, соответствующую точке  $c$  диаграммы. Выравнивание всего объема  $\alpha$ -твердого раствора за счет внутрифазовой диффузии до равновесной концентрации (точка  $c$ ) требует определенного времени для своего завершения.

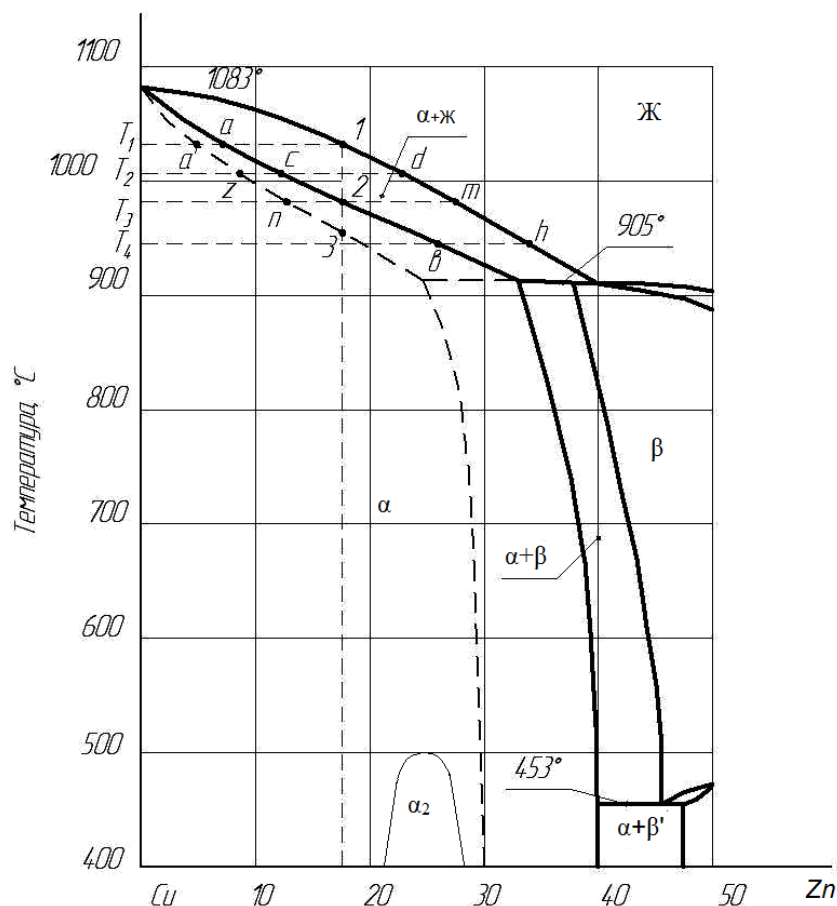


Рис. 6.35. Диаграмма состояния системы Cu–Zn

В условиях ускоренного охлаждения этого времени недостаточно и диффузия до конца не доходит,  $\alpha$ -твердый раствор приобретает некоторую промежуточную концентрацию (точка  $z$ ), находящуюся между точками  $a$  и  $c$ . Внутрифазовая диффузия в жидкой фазе отводит атомы меди от границы с кристаллом в более удаленные области, причем этот процесс в жидкости протекает намного легче и быстрее, чем в твердом растворе.

При температуре  $T_2$  количество жидкой фазы в условиях ускоренного охлаждения будет больше, чем количество жидкой фазы в равно-

весных условиях при той же температуре, т. е. в равновесных условиях это  $Q_L = \frac{qc}{dc}$ , а в условиях ускоренного охлаждения  $Q_L = \frac{qz}{dz}$  [247].

При температуре  $T_3$  кристаллизация сплава при ускоренном охлаждении не заканчивается.  $\alpha$ -твердый раствор принимает промежуточный состав, соответствующий точке  $n$ . Существенная особенность кристаллизации при этом состоит в том, что в сплаве еще имеется жидкая фаза, необходимая при равновесной кристаллизации для взаимодействия с твердым раствором и обеспечения изменения его состава согласно линии солидуса.

При ускоренном охлаждении сплава средний состав  $\alpha$ -твердого раствора изменяется не по равновесной линии солидуса, а по некоторой кривой  $a'n3$ , лежащей ниже линии солидуса (рис. 6.35). Причем можно предположить, что чем выше скорость охлаждения расплава, тем больше будет отклонение. Кроме того, ускоренное охлаждение ведет к сдвигу зоны существования  $\alpha$ - и  $\beta$ -фазы в область меньшего содержания цинка по равновесной диаграмме состояния сплава системы Cu–Zn. Кристаллизация данного сплава заканчивается при температуре  $T_4$ , когда кривая среднего состава  $\alpha$ -твердого раствора совпадает с заданным составом сплава (точка 3).

Таким образом, ускоренное охлаждение сплава приводит к внутрикристаллитной ликвации, концентрация компонентов в котором будет отличаться от исходного состава (рис. 6.35). Внутрикристаллическая ликвация проявляется тем сильнее, чем больше различаются химические составы жидкой и твердой фаз, т. е. чем больше расстояние до горизонтали между линиями ликвидуса и солидуса диаграммы состояния системы [247].

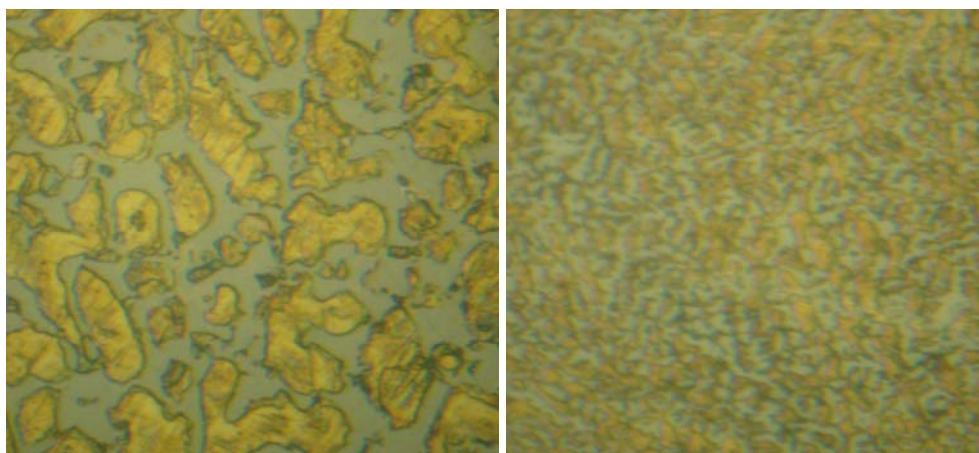
Однако следует отметить, что все сказанное выше относится к двухкомпонентному сплаву системы Cu–Zn, в котором при заданной концентрации цинка должна проходить кристаллизация только  $\alpha$ -фазы. В многокомпонентном сплаве положение фазовых границ будет несколько иное. Исходя из химического состава исследуемого сплава определим положение границы двухфазной области  $\alpha + \beta$ . Легирующие элементы – железо, фосфор, свинец, олово, марганец – сдвигают область существования  $\alpha$ -фазы влево. Никель, в отличие от остальных компонентов, наоборот, расширяет границу  $\alpha$ -твердого раствора.

Кажущееся рассчитанное содержание цинка по пяти образцам находится в пределах 30 вес. %, т. е. при такой концентрации легирую-

щих компонентов структура сплава системы Cu–Zn–Ni–Fe–P–Pb–Sn будет подобна сплаву с содержанием цинка по равновесной фазовой диаграмме в пределах 30 вес. %. Кроме того, ускоренное охлаждение ведет к сдвигу зоны ( $\alpha + \beta$ )-фазы влево в область меньшего содержания цинка по равновесной диаграмме состояния сплавов системы Cu–Zn (см. рис. 6.35), что подтверждено проведенными исследованиями.

На рис. 6.36 представлена микроструктура литого сплава состава  $\text{Cu}_{58,6}\text{Ni}_{8,5}\text{P}_{7,8}\text{Fe}_{0,7}\text{Sn}_{1,4}\text{Pb}_{1,2}\text{Mn}_{0,4}\text{Zn}_{21,4}$  и сплава того же состава после высокоскоростной заковки расплава.

Можно видеть, что после травления шлифов литого сплава (рис. 6.36, *a*) четко обнаруживается его химически неоднородное дендритное строение. Светлые участки соответствуют  $\alpha$ -твердому раствору, темные участки, которые травятся сильнее из-за большего содержания в них цинка, –  $\beta$ -фазе. Причинами возникновения двухфазной структуры является высокая концентрация легирующих компонентов и относительно быстрое охлаждение сплава (охлаждение в изложнице со скоростью  $\sim 10^2\text{--}10^3$  K/c), при котором все фазовые превращения не успевают полностью произойти, т. е.  $\beta$ -кристаллы не успевают раствориться в  $\alpha$ -фазе.



*a)*

*б)*

*Рис. 6.36.* Микроструктура литого (*a*) и быстрозакаленного из расплава (*б*) сплава состава  $\text{Cu}_{58,6}\text{Ni}_{8,5}\text{P}_{7,8}\text{Fe}_{0,7}\text{Sn}_{1,4}\text{Pb}_{1,2}\text{Mn}_{0,4}\text{Zn}_{21,4}$ ,  $\times 1000$

Как было сказано выше, кристаллизация сплава происходит путем образования дендритов, имеющих неоднородность химического состава, зерна твердого раствора, возникшие на их основе, также оказываются неоднородными по своему составу. Центральные оси



дендритов, кристаллизующиеся в первую очередь, будут содержать меди меньше, чем оси дендритов более высоких порядков и междуосные объемы, кристаллизующие позднее. Ввиду того, что дендриты любого сплава всегда обогащены более тугоплавкими компонентами, а междендритные объемы – более легкоплавкими, сердцевина дендритов и тем самым центральные участки зерен оказываются более обогащены никелем и железом по сравнению с периферийными участками. Наиболее легкоплавкий элемент сплава – фосфор – будет находиться в  $\beta$ -фазе.

Микроструктура сплавов, полученных высокоскоростной закалкой расплава, отличается от литой структуры значительно большей дисперсностью составляющих и отсутствием видимой химической неоднородности (рис. 6.36, б).

При исследовании неравномерности распределения легирующих компонентов литого, быстрозакаленного сплава, полученного спиннингованием, и сплава после отжига состава  $\text{Cu}_{58,6}\text{Ni}_{8,5}\text{P}_{7,8}\text{Fe}_{0,7}\text{Sn}_{1,4}\text{Pb}_{1,2}\text{Mn}_{0,4}\text{Zn}_{21,4}$  на сканирующем электронном микроскопе VEGA II LSH методом электронно-зондового анализа определяли химический состав в различных точках поверхности образцов.

Установлено, что высокая скорость охлаждения ( $\sim 10^5$ – $10^6$  К/с) при высокоскоростной закалке расплава сплава  $\text{Cu}_{58,6}\text{Ni}_{8,5}\text{P}_{7,8}\text{Fe}_{0,7}\text{Sn}_{1,4}\text{Pb}_{1,2}\text{Mn}_{0,4}\text{Zn}_{21,4}$ , полученного спиннингованием, значительно снижает неоднородность распределения фосфора и никеля по сравнению с литым сплавом. Отжиг при температуре 400 °С дает минимальную неравномерность распределения легирующих компонентов (рис. 6.37).

Изменение неоднородности распределения химических элементов сплава состава  $\text{Cu}_{58,6}\text{Ni}_{8,5}\text{P}_{7,8}\text{Fe}_{0,7}\text{Sn}_{1,4}\text{Pb}_{1,2}\text{Mn}_{0,4}\text{Zn}_{21,4}$  в зависимости от условий получения и обработки представлен на рис. 6.37. Можно видеть, что эта зависимость носит сложный характер. Рост скорости охлаждения ведет к резкому снижению неоднородности распределения всех компонентов сплава, кроме олова. Последующий диффузионный отжиг (гомогенизация) до температуры 300 °С обеспечивает дальнейшее уменьшение степени химической неоднородности. В последующем повышение температуры отжига до 500 °С ведет к некоторому росту неоднородности распределения компонентов сплава по объему, после чего имеет место резкое увеличение неоднородности всех элементов микросостава (рис. 6.37, 6.38). Этот процесс

вызван, вероятно, фазовыми превращениями, происходящими в латунях в данных интервалах температур. Распределение железа независимо от температуры отжига остается примерно равномерным.

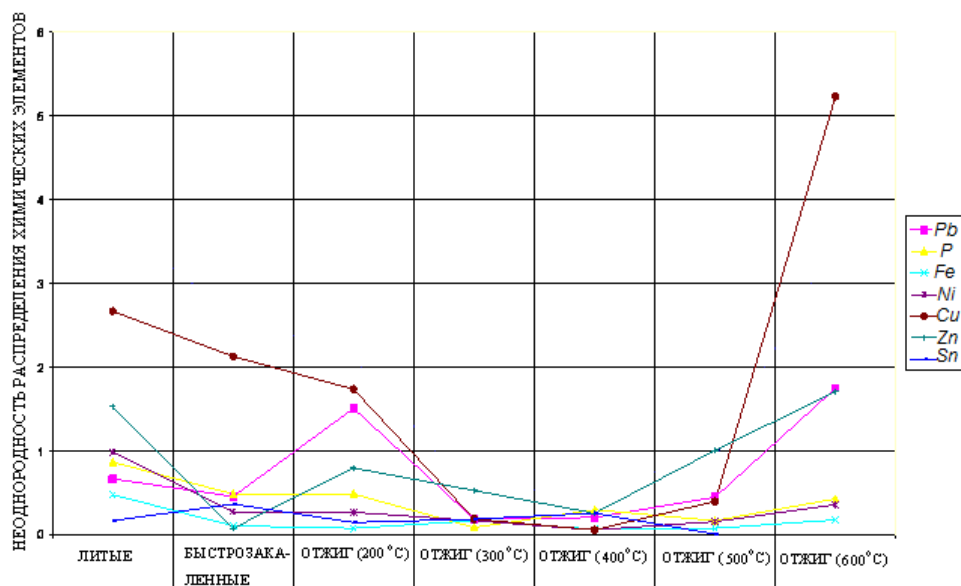


Рис. 6.37. Изменение неоднородности распределения химических элементов сплава  $\text{Cu}_{58,6}\text{Ni}_{8,5}\text{P}_{7,8}\text{Fe}_{0,7}\text{Sn}_{1,4}\text{Pb}_{1,2}\text{Mn}_{0,4}\text{Zn}_{21,4}$ , полученного спиннингованием расплава, в зависимости от условий получения и температуры диффузионного отжига

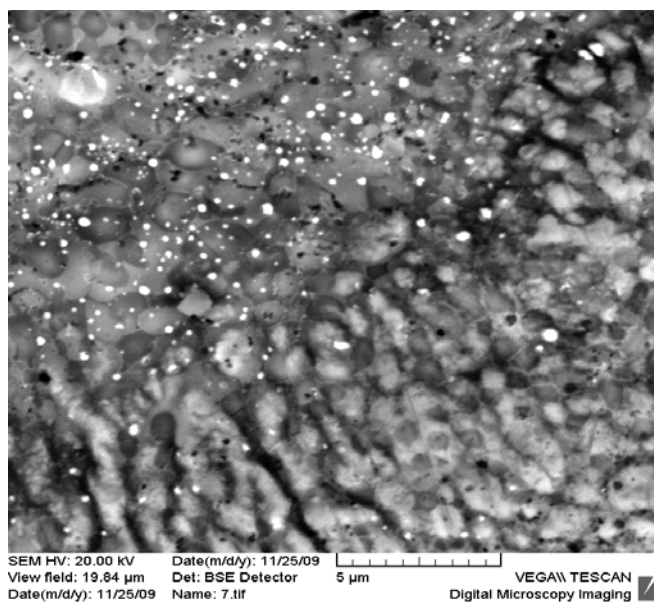


Рис. 6.38. Электронное изображение быстрозакаленного сплава состава  $\text{Cu}_{58,6}\text{Ni}_{8,5}\text{P}_{7,8}\text{Fe}_{0,7}\text{Sn}_{1,4}\text{Pb}_{1,2}\text{Mn}_{0,4}\text{Zn}_{21,4}$  после диффузионного отжига при температуре 600 °C

Изменение относительной неоднородности распределения химических элементов сплава состава  $\text{Cu}_{58,66}\text{Ni}_8\text{P}_{7,58}\text{Pb}_2\text{Fe}_{0,19}\text{Mn}_{0,5}\text{Zn}_{23,07}$ , полученного быстрой закалкой прокаткой расплава, в зависимости от температуры отжига приведено на рис. 6.39.

Анализ полученных экспериментальных кривых (см. рис. 6.39) позволяет выявить область температур, соответствующих значительному увеличению неоднородности распределения химических компонентов сплава, это область температур 200–300 °С. Выявлен провал микротвердости (рис. 6.40) в данном интервале температур, который вызван фазовыми превращениями, возникающими при данной температуре (увеличением количества  $\alpha$ -фазы и снижением количества  $\beta$ -фазы) и значительной неоднородностью распределения легирующих компонентов.

Отжиг в интервале температур 100–200, 350–450 °С и выдержке 40 мин снижает неоднородность распределения всех химических элементов, кроме железа, неоднородность распределения которого примерно одинакова на всем интервале. Отжиг при температуре 600 °С приводит к значительной неоднородности распределения всех легирующих компонентов, сильной ликвации свинца и его концентрации в больших количествах в различных областях быстрозакаленной ленты.

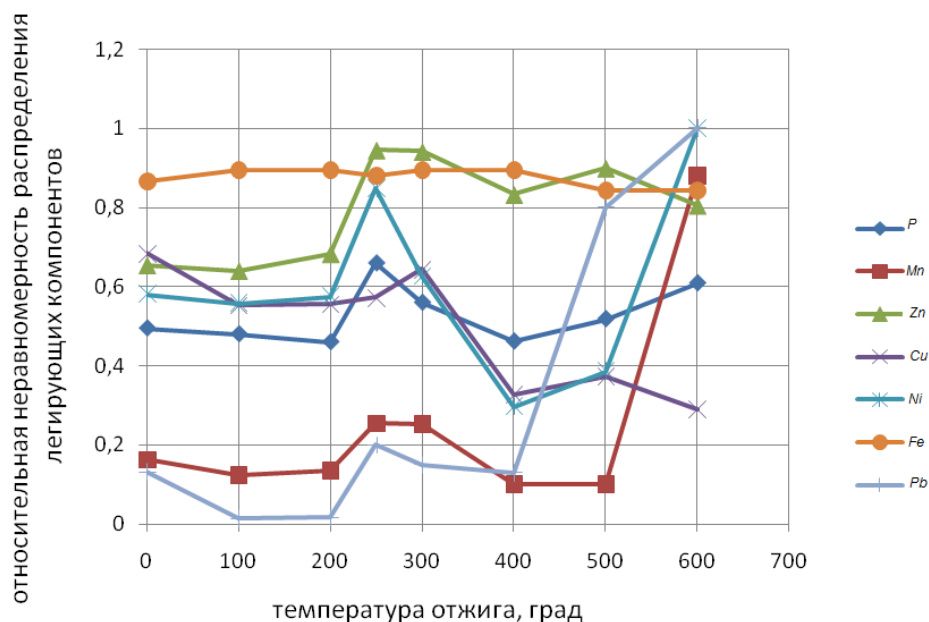


Рис. 6.39. Относительная неравномерность распределения химических элементов сплава состава  $\text{Cu}_{58,66}\text{Ni}_8\text{P}_{7,58}\text{Pb}_2\text{Fe}_{0,19}\text{Mn}_{0,5}\text{Zn}_{23,07}$  в зависимости от температуры отжига

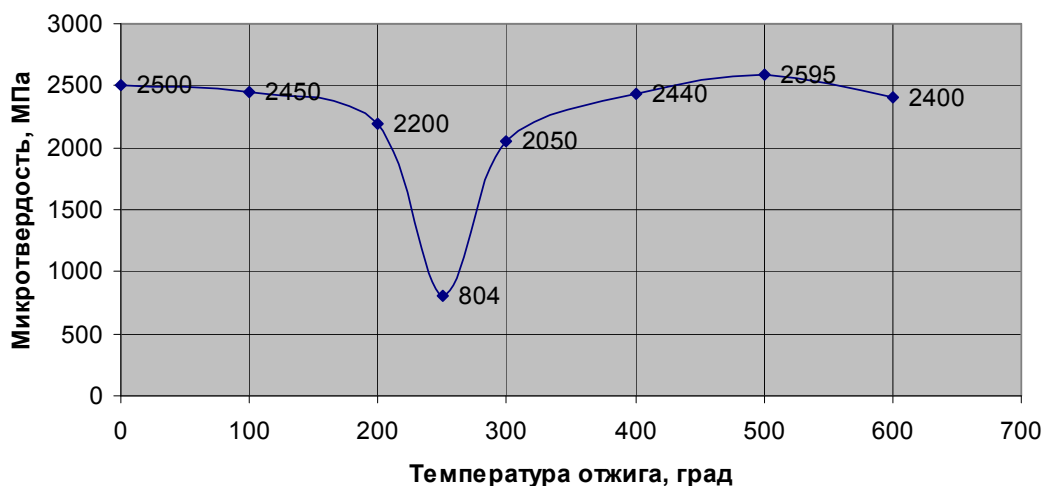


Рис. 6.40. Зависимость микротвердости сплава системы  $\text{Cu}_{58,66}\text{Ni}_8\text{P}_{7,58}\text{Pb}_2\text{Fe}_{0,19}\text{Mn}_{0,5}\text{Zn}_{23,07}$  от температуры отжига

Изменение относительной неоднородности распределения химических элементов сплава состава  $\text{Cu}_{58,66}\text{Ni}_8\text{P}_{7,58}\text{Pb}_2\text{Fe}_{0,19}\text{Mn}_{0,5}\text{Zn}_{23,07}$ , полученного быстрой закалкой-прокаткой расплава, в зависимости от времени выдержки при температурах 150, 250 и 350 °С приведено на рис. 6.41–6.43.

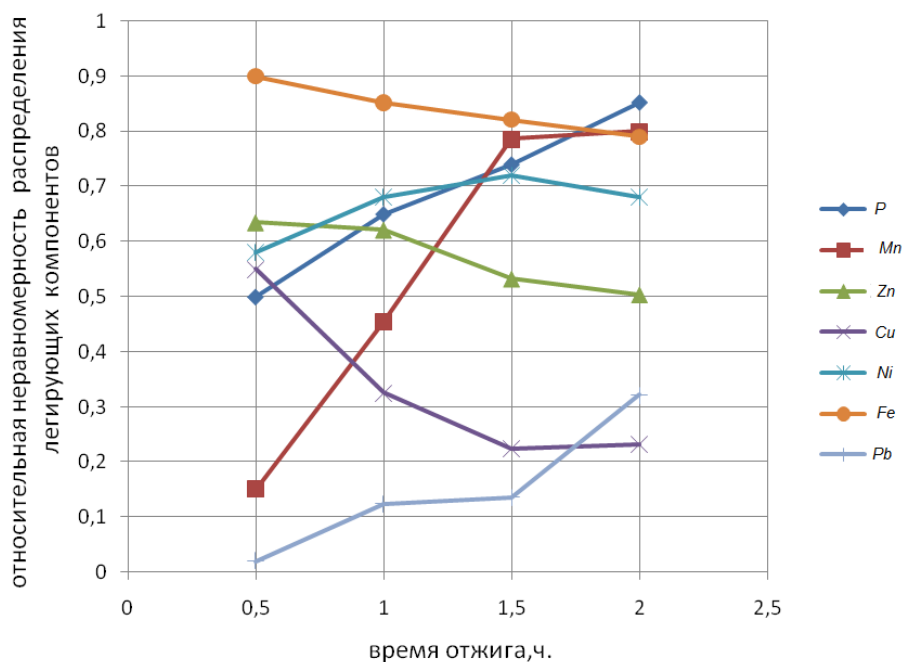


Рис. 6.41. Зависимость относительной неравномерности распределения легирующих компонентов сплава системы  $\text{Cu}_{58,66}\text{Ni}_8\text{P}_{7,58}\text{Pb}_2\text{Fe}_{0,19}\text{Mn}_{0,5}\text{Zn}_{23,07}$  от времени выдержки при температуре отжига 150 °С

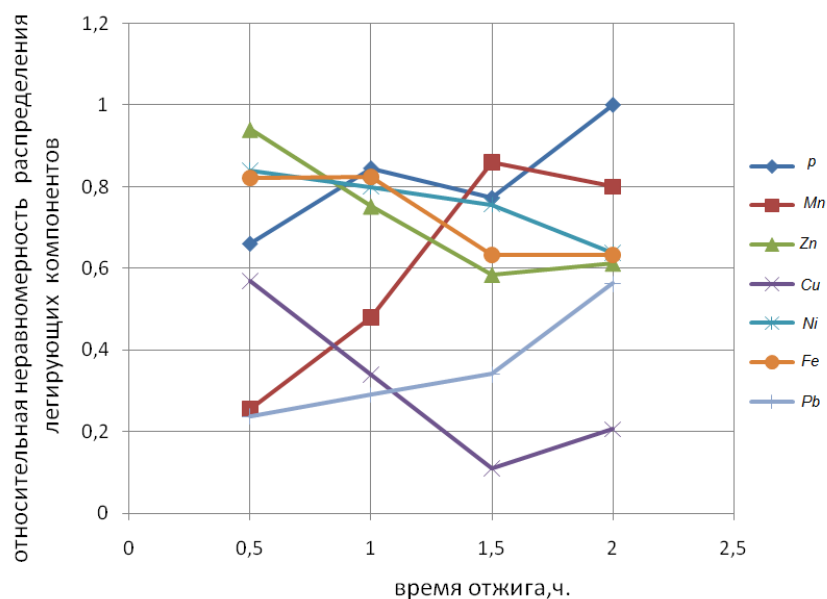


Рис. 6.42. Зависимость относительной неравномерности распределения легирующих компонентов сплава системы  $\text{Cu}_{58,66}\text{Ni}_8\text{P}_{7,58}\text{Pb}_2\text{Fe}_{0,19}\text{Mn}_{0,5}\text{Zn}_{23,07}$  от времени выдержки при температуре отжига 250 °С

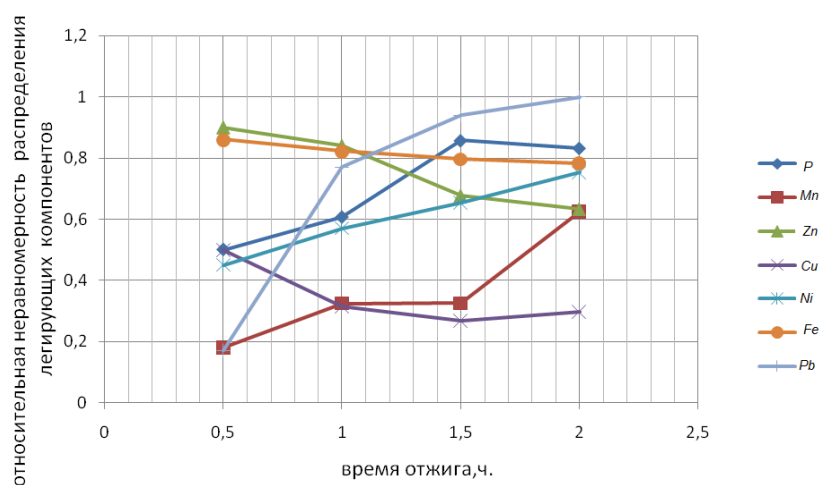


Рис. 6.43. Зависимость относительной неравномерности распределения легирующих компонентов сплава системы  $\text{Cu}_{58,66}\text{Ni}_8\text{P}_{7,58}\text{Pb}_2\text{Fe}_{0,19}\text{Mn}_{0,5}\text{Zn}_{23,07}$  от времени выдержки при температуре отжига 350 °С

Из полученных зависимостей видно, что увеличение времени выдержки приводит к увеличению относительной неоднородности распределения фосфора, марганца, свинца и уменьшению относительной неоднородности распределения цинка, меди и железа. Неоднородность распределения никеля в зависимости от времени выдержки носит сложный характер.

Из вышеизложенного следует, что степень развития внутрикристаллической (дендритной) ликвации зависит от скорости охлаждения и последующей термической обработки сплава. Увеличение скорости охлаждения повышает переохлаждение сплава в процессе его кристаллизации и замедляет диффузионные процессы, особенно в кристаллах твердого раствора. Поэтому можно предположить, что чем быстрее охлаждается сплав, тем более развита в нем внутрикристаллитная ликвация. Однако при сверхбыстром охлаждении (порядка  $10^4$ – $10^6$  К/с) внутрикристаллитная ликвация ослабляется. Это явление, на наш взгляд, объясняется тем, что в этих условиях диффузионный (избирательный) механизм кристаллизации постепенно заменяется бездиффузионным, когда растущие кристаллы присоединяют к себе все атомы компонентов из жидкой фазы, окружающей кристалл. Тогда химический состав кристаллов по всему своему объему оказывается равным химическому составу жидкой фазы и, следовательно, ликвация резко уменьшается.

Таким образом, для получения сплава с высокой степенью химической однородности необходимо использовать сверхбыстрое охлаждение расплава либо подвергнуть литой сплав диффузионному отжигу (гомогенизации). При этом в неоднородных по химическому составу зернах твердого раствора литого сплава дополнительно развиваются процессы диффузии, в результате чего выравнивается их химический состав.

Итак, при высокой скорости охлаждения многокомпонентных латуней в процессе их высокоскоростной закалки из расплава состав  $\alpha$ -твердого раствора изменяется не по равновесной линии солидуса, а по некоторой кривой, лежащей ниже, и чем выше скорость охлаждения расплава, тем больше будет отклонение.

Легирующие элементы – железо, фосфор, свинец, олово, марганец – сдвигают область существования  $\alpha$ -фазы влево, тогда как никель, наоборот, расширяет границу  $\alpha$ -твердого раствора диаграммы состояния. Кажущееся рассчитанное содержание цинка в исследованных сплавах находится в пределах 28–30 вес. %, что подтверждает фазовый состав исследованных сплавов.

Высокая скорость охлаждения при высокоскоростной закалке расплава значительно снижает неоднородность химического состава многокомпонентных латуней относительно литых сплавов, причем зависимость неоднородности распределения химических элементов исследованных сплавов в зависимости от условий получения и режимов отжига носит сложный характер.

Установлено, что высокая скорость охлаждения ( $\sim 10^5$ – $10^6$  К/с) при высокоскоростной закалке расплава сплава  $\text{Cu}_{58,6}\text{Ni}_{8,5}\text{P}_{7,8}\text{Fe}_{0,7}\text{Sn}_{1,4}\text{Pb}_{1,2}\text{Mn}_{0,4}\text{Zn}_{21,4}$ , полученного спиннингованием, значительно снижает неоднородность распределения фосфора и никеля по сравнению с литым сплавом. Отжиг при температуре 400 °С дает минимальную неравномерность распределения легирующих компонентов. Повышение температуры отжига до 500 °С ведет к некоторому росту неоднородности распределения компонентов сплава по объему, после чего имеет место резкое увеличение неоднородности всех элементов микросостава. Распределение железа независимо от температуры отжига остается примерно равномерным.

Установлено, что высокая скорость охлаждения ( $\sim 10^4$ – $10^5$  К/с) при высокоскоростной закалке расплава сплава  $\text{Cu}_{58,66}\text{Ni}_8\text{P}_{7,58}\text{Pb}_2\text{Fe}_{0,19}\text{Mn}_{0,5}\text{Zn}_{23,07}$ , полученного закалкой-прокаткой расплава, снижает неоднородность распределения легирующих компонентов по сравнению с литым сплавом. Была выявлена область температур, соответствующая значительному увеличению неоднородности распределения химических компонентов сплава, это область температур 200–300 °С.

Возникшая значительная неоднородность химического состава, а также фазовые превращения в латуни в данном интервале температур вызывают резкое падение микротвердости быстрозакаленных лент. Отжиг в интервале температур 100–200 °С, 350–450 °С и выдержке 40 мин снижает неоднородность распределения всех химических элементов, кроме железа, неоднородность распределения которого примерно одинакова на всем интервале. Отжиг при температуре 600 °С приводит к значительной неоднородности распределения всех легирующих компонентов, сильной ликвации свинца и его концентрации в больших количествах в различных областях быстрозакаленной ленты.

Установлено, что увеличение времени выдержки приводит к увеличению относительной неоднородности распределения фосфора, марганца, свинца и уменьшению относительной неоднородности распределения цинка, меди и железа. Неоднородность распределения никеля в зависимости от времени выдержки носит сложный характер.

Высокая скорость охлаждения ( $\sim 10^4$ – $10^6$  К/с) расплава реализует бездиффузионный механизм кристаллизации расплава, при котором растущие кристаллы присоединяют к себе атомы компонентов непосредственно из жидкой фазы, их окружающей. Это ведет к резкому уменьшению внутрикристаллитной ликвации после быстрой закалки расплава.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В монографии изложены результаты теоретических и экспериментальных исследований процесса двухвалковой быстрой закалки расплава при получении нанокристаллических и аморфных сплавов.

В технически развитых странах создана новая технология металлургического производства: конечный продукт получается непосредственно из расплава за одну операцию – непрерывную разливку, которая минует многоступенчатость, трудоемкость и энергоемкость технологического цикла производства требуемого ассортимента прецизионных сплавов.

Экономическая целесообразность новой технологии проявляется по мере увеличения сортамента продукции, объема производства, совершенствования и создания нового оборудования для осуществления быстрой закалки. Кроме того, получение продукта непосредственно из расплава является по сути безотходной технологией. Разработка метода двухвалковой закалки расплавленного металла была вызвана стремлением повысить скорость осаждения при изготовлении ленты.

Формообразование тонкой полосы является сложной функцией не только продольной и поперечной разнотолщинности готовой продукции, но и целого ряда других факторов, зависящих от технологии, конструкции установки, систем электропривода и автоматизации. Ввод в строй новых высокопроизводительных установок для непрерывного литья тонкой полосы в двух валках-кристаллизаторах вызывает необходимость разработки обоснованной теоретически и пригодной для инженерной практики методики расчета параметров, оптимальной настройки установок для получения полос только равной формы и минимальной опасностью разрывов и утяжки полос под действием натяжения.

В результате проведенных исследований получен ряд результатов, обладающих научной новизной и практической значимостью:

1. Рассмотрен вопрос развития процесса непрерывного получения тонкой полосы при двухвалковом методе быстрой закалки расплава. Простота метода и значительное удешевление производства стального листа привлекательны для металлургов. Накопленный опыт, полученный при развитии технологии непрерывного литья, появление новых материалов, высокий уровень аппаратурной базы и вычисли-



тельной техники позволяют в настоящее время решить проблемы, которые долгое время тормозили внедрение технологии непрерывного литья полосы в промышленные условия. Усовершенствование технологии литья, в первую очередь, направлено на уменьшение толщины заготовки с целью исключения из производственной цепочки наиболее дорогих процессов, таких как прокатка и нагрев заготовки.

Получение тонкой полосы непосредственно из расплава позволяет полностью исключить из производственной цепочки все технологические операции, оставляя лишь для конечной доработки литой полосы станы холодной прокатки и отделочные операции. Такое сокращение технологической линии дает возможность в 4–10 раз снизить капитальные затраты.

Экономические преимущества являются важными, но не единственными достоинствами нового метода литья. При оценке новой технологии важную роль играет энергопотребление новой технологии и ее влияние на окружающую среду. Литье полосы позволяет значительно снизить энергетические расходы на производство. Литая полоса толщиной 1–5 мм требует для своей обработки лишь стан холодной прокатки, а также финишные отделочные операции, что значительно сокращает как протяженность, так и продолжительность процесса производства полосы.

Основными параметрами процесса являются скорость литья и поперечное сечение литой полосы, поскольку от них зависит производительность установки. Увеличение диаметра уменьшает тепловую нагрузку и температуру поверхности валька-кристаллизатора, что позволяет отливать при той же скорости литья большее количество стали. Для исключения появления поверхностных трещин используется специальная конструкция сопла, позволяющая равномерно подавать металл в створ вальков. Турбулентные потоки и рябь на поверхности расплава приводят к появлению трещин. Мерой уменьшения появления трещин является использование минимального усилия сжатия вальков. В процессе литья вальки неравномерно нагреваются и изменяют свой начальный профиль. Поскольку полоса формируется в узком межвальковом зазоре, то поддержание стабильного зазора очень важно для получения полосы с минимальной разнотолщинностью и хорошей плоскостностью. Подбор начальной профилировки поверхности валька в сочетании с выбором оптимальной толщины и материала водоохлаждаемого бандажа валька позволяет свести к минимуму разнотолщинность литой полосы. Причины, вызывающие неплоскостность, могут

быть разные: неравномерные тепловые и структурные изменения, происходящие в полосе при ее кристаллизации и охлаждении, неравномерная пластическая деформация между валками и др. Плоскостность литой полосы является важной характеристикой ее качества.

2. Представлена теоретическая модель процесса двухвалковой заковки расплава при производстве тонкой полосы. Несмотря на значительный прогресс, произошедший в развитии процесса двухвалковой разливки металла, конфигурация поперечного сечения ленты является наиболее серьезным препятствием к полной коммерциализации данного процесса в сталелитейной промышленности, так как данный профиль должен отвечать стандартам, которым соответствуют изделия после горячей листовой прокатки металла. Для получения листов и лент при быстрой заковке расплава на двухвалковых установках, не имеющих разнотолщинности и искривления формы поверхности, необходимым является обеспечение постоянства вытяжки по длине и ширине на всех этапах процесса.

Управление распределением вытяжки по ширине прокатываемой ленты после ее намораживания имеет целью снижение поперечной разнотолщинности изделия за счет изменения прогиба и перекоса валков с помощью изменения положения нажимных винтов, тепловой профилировки валков, приложения натяжения к ленте (смотка). На поперечную разнотолщинность ленты существенное влияние оказывают: профилировка и износ валков; поперечный профиль подката; равномерность охлаждения; режимы прокатки; эффективность работы систем противоизгиба.

В межвалковом пространстве при заливке находится определенное количество расплава с изменяющимся по высоте содержанием твердой фазы. Уровень ванны, имеющей клиновидную форму, определяется в основном литейными свойствами сплава, силами поверхностного натяжения, расходом жидкого металла и геометрическими размерами кристаллизаторов. Процесс затвердевания расплава в значительной степени определяется условиями его обмена с валковым кристаллизатором, причем тепловые процессы в установившемся режиме работы установки являются квазистационарными.

Основные процессы формирования ленты происходят в ванне расплава, находящейся в межвалковом пространстве. Температурное поле ванны расплава, а также профиль валка-кристаллизатора должны оказывать существенное влияние на поперечный профиль и геометрическую стабильность отлитой ленты.

Процесс двухвалковой заковки расплава условно можно представить в виде трех элементов: подача расплава из раздаточного сопла в створ валков, образование ванны расплава, быстрая заковка прокатка металла. Из-за неравномерности подачи расплава из раздаточного сопла вследствие переменной по сечению сопла скорости образуется градиент температур в ванне расплава, и как результат – неравномерная температурная нагрузка на валок с образованием бочкообразности той или иной степени по причине температурных деформаций, а также неравномерная наморозка металла на валки.

Геометрия сопла является одним из наиболее важных факторов, который влияет на распределение температуры в ванне расплава. Экспериментально было найдено, что увеличение расхода жидкого металла через щель сопла повышало температуру в ванне расплава и, соответственно, увеличивало тепловое расширение бандажа валка. Увеличение длины щели сопла ведет к росту коэффициента сопротивления, что приводит к большей неоднородности струи и неравномерности теплового поля расплава.

Главными параметрами, играющими решающую роль в формировании температурного поля ванны расплава в межвалковом пространстве, являются длина и ширина сопла. Применение различных способов выравнивания неравномерности скоростей потока расплава позволяет уменьшить неравномерность распределения температуры в ванне расплава и получить более однородное состояние металла перед началом его кристаллизации и последующей прокаткой.

Повышение скорости охлаждения и затвердевания при быстрой заковке расплава значительно улучшает структуру, качество и физико-механические свойства металлов и сплавов. Одним из главных условий, определяющих скорость охлаждения, является объем затвердевшего слоя расплава на поверхности охладителя, коэффициент теплопередачи на границе *расплав–охладитель*, а также время контакта охлаждаемой пленки расплава с охладителем. Увеличение скорости вращения валков, их диаметра, повышение температуры перегрева и уменьшение высоты ванны ведет к росту глубины лунки, что может привести к нарушению сплошности получаемой ленты в жестких валках.

Рассмотрена задача расчета температурного режима валка-кристаллизатора при быстрой заковке расплава в виде полого цилиндра конечной длины с толщиной стенки, вращающегося с угловой скоростью вокруг продольной оси, на который оказывает действие тепло-

вой источник, вращающийся вокруг той же оси с постоянной угловой скоростью. С течением времени при увеличении толщины стенки бандажа амплитуда колебаний температуры внутри него увеличивается. При этом при определенном соотношении  $R_1$  и  $R_2$  оболочки вала температурное поле последней становится осесимметричным, а амплитуда колебаний уменьшается. Расчет распределения средней температуры бандажа показывает существенную зависимость ее от продольной координаты и толщины стенки бандажа валка-кристаллизатора. Уменьшение толщины ведет к выравниванию средней температуры, а при  $s \rightarrow 0$  – к установлению квазистационарного режима охлаждения, так как термическое сопротивление теплопроводности бандажа кристаллизатора мало. Увеличение длины раздаточного сопла при прочих равных условиях ведет к уменьшению средней температуры бандажа и более равномерному его нагреву по продольной координате. Увеличение длины раздаточного сопла при прочих равных условиях способствует более равномерному набуханию бочки валка, что связано с получением более однородного температурного поля в бандаже. При прокатке тонкой полосы деформация валка складывается из двух составляющих – термической деформации, обусловленной нагреванием валка под действием расплавленного металла, и деформации под действием сжимающей силы, обеспечивающей устойчивость процесса прокатки. Варьируя толщину стенки бандажа валка-кристаллизатора, можно управлять профилем получаемой ленты.

При двухвалковой закалке расплава на упругих валках-кристаллизаторах его скорость охлаждения в значительной мере зависит от распределения жидкой и твердой фазы, а также поля скоростей внутри охлаждаемого объема расплава до момента окончания процесса затвердевания. Охлаждение расплава практически идет перпендикулярно охлаждающим поверхностям благодаря упругому сплющиванию бочек валков и образованию в очаге деформации-закалки зоны линейного контакта, а процессы теплопроводности в расплаве и теплообмен с кристаллизатором определяются условиями теплопереноса на границе *расплав – охлаждающая среда* (боковая поверхность валка-кристаллизатора).

Рассмотрены особенности упругопластического сжатия тонкой полосы в процессе двухвалковой закалки расплава. Для многих процессов пластического формоизменения характерна задача о пластическом сжатии тонкой полосы, для которой  $L/H \gg 1$ , где  $L$ ,  $H$  – длина и толщина деформируемой полосы, соответственно. К таким процес-

сам можно отнести метод двухвалковой быстрой закалки расплава, сопровождающийся прокаткой замороженного металла. Экспериментальные исследования показывают, что в процессах пластического формоизменения функция, связывающая значения интенсивностей напряжений  $\sigma_1$  и интенсивностей деформаций  $\varepsilon_i$ ,  $\sigma_1 = \sigma_1(\varepsilon_i)$ , практически не зависит от вида напряженного состояния. Экспериментальные данные и теоретические исследования говорят о том, что температура по сечению полосы распределяется по параболическому закону. Система уравнений, описывающая задачу сжатия тонкой полосы в процессе двухвалковой закалки расплава, содержит уравнения равновесия, уравнение деформаций, условие несжимаемости и уравнение, определяющее соосность девиаторов напряжений и деформаций (теорема Генки). Постепенное выдвигание зависимости продольной деформации ленты от температуры перегрева в сторону увеличения деформации связано со снижением напряжений текучести при повышении температуры. Увеличение деформаций неравномерное. Чем выше скорость полосы, тем меньше пребывание деформируемой зоны в области охлаждения. Как следствие, уменьшение градиента температур по сечению полосы, выравнивание физико-механических свойств и более равномерная деформация. При уменьшении скорости поверхность ленты остывает больше в середине, в результате чего наблюдается четкий пик деформаций в центре полосы.

Увеличение температуры перегрева также сказывается и на распределении напряжений в полосе. При этом середина ленты мало подвержена влиянию перегрева вследствие собственной высокой температуры и удаленности от кристаллизаторов.

При большом коэффициенте трения (0,3–0,5) наблюдается скачкообразное увеличение деформаций центральной зоны, что говорит о сопротивлении деформации, которое оказывают контактные напряжения при деформации приповерхностных слоев полосы. Наоборот, уменьшение коэффициента трения приводит к более равномерному распределению деформаций по сечению полосы ввиду отсутствия касательных напряжений.

3. Изучены динамическая устойчивость и массоперенос при двухвалковой закалке расплава. На основе анализа механизма формирования ленты и ее теплообмена с холодильником при двухвалковой закалке расплава разработан принципиально новый технологический процесс двухвалковой закалки расплава, позволяющий повысить скорость охлаждения последнего и улучшить качество получаемой лен-

ты. При этом скорость охлаждения в значительной степени зависит от распределения жидкой и твердой фаз, а также поля скоростей внутри охлаждаемого объема расплава до момента окончания процесса затвердевания.

Вследствие упругого выпучивания бочек валков с образованием линейной зоны очага деформации последнее идет практически перпендикулярно охлаждающим поверхностям, а процессы теплопроводности в расплаве и теплообмен с кристаллизатором определяются условиями теплопередачи на границе *расплав – охлаждающая среда*, так как термическое сопротивление стенки бандажа валка-кристаллизатора весьма мало и им можно пренебречь.

Стабильность разработанного процесса двухвалковой быстрой закалки расплава на упругих бочках, а также качество получаемых лент главным образом зависят от динамической устойчивости круговых цилиндрических тонкостенных оболочек в процессе их вращения при наличии радиальной сжимающей нагрузки.

В основу математической модели динамической устойчивости тонкостенных бандажей, используемых в процессе двухвалковой быстрой закалки расплава, положена нелинейная теория динамики идеальных оболочек. Динамическое поведение оболочки характеризуется явлением гистерезиса, описываемого амплитудно-частотной и фазо-частотной характеристиками. При этом динамические гистерезисные явления как амплитуды, так и фазы связаны со свойствами неизохронности собственных колебаний оболочки и выражаются в зависимости периодов (частот) этих колебаний от амплитуды. Устойчивость стационарных режимов в оболочке будет наилучшей, если отсутствуют как граничные частоты, так и максимум амплитуды.

Контактная поверхность валка и ленты в процессе двухвалковой быстрой закалки расплава представляет весьма сложную систему, геометрия и структура которых зависят от целого ряда факторов. В процессе взаимодействия замороженного металла с поверхностью валка-кристаллизатора и последующей его прокаткой происходит изменение их геометрических и структурных параметров.

Изменение топографии поверхности ленты во времени в дальнейшем обуславливается ее взаимодействием с шероховатой поверхностью валка-кристаллизатора при последующей прокатке. В этом случае шероховатость ленты определяется шероховатостью поверхности валков и коэффициентом отпечатываемости, при этом поверхность валка подвержена явлению износа вследствие наличия эффекта

опережения при прокатке, а также фазовыми превращениями в металле ленты, которые могут протекать при охлаждении.

В процессе скольжения шероховатых поверхностей двух тел (валок–лента) имеет место наличие силы трения и процесса поверхностного разрушения, что выражается износом сопрягаемых поверхностей (в частности, поверхности валка-кристаллизатора).

При взаимодействии «гребешков» шероховатости валка с поверхностью замороженного металла ленты вследствие различной их твердости возникает пластическая деформация последнего за счет внедрения и царапания более твердым металлом. «Гребешок» шероховатости вытесняет металл с образованием по его краям наплывов. При этом часть вытесняемого металла может превратиться в стружку, приводя к износу поверхности валка.

Глубина внедрения «гребешка» зависит от степени гладкости поверхности и определяется величиной трения их поверхности о вытесняемый металл.

4. Представлены экспериментальные исследования формирования структуры и свойств ленты из электротехнической стали при двухвалковой быстрой закалке расплава. При подаче расплава в межвалковой зазор вращающихся навстречу друг другу валков образуется ванна расплава, играющая роль резервуара, из которого непрерывно вытягивается лента. Поскольку именно в межвалковом зазоре протекают процессы, включающие течение жидкого металла, его быструю кристаллизацию от поверхности валков и прокатку закристаллизованного металла, поведение и состояние поверхности валков определяют геометрию и качества поверхности литой ленты.

Одним из важных показателей качества поверхности литой ленты является ее шероховатость. Механизм формирования шероховатости ленты можно представить в виде двух одновременно протекающих процессов: отпечатывание поверхности валка на поверхности ленты и шлифование поверхности ленты валками вследствие контактного скольжения металла в моменты деформации (опережение и отставание).

В переохлажденном пограничном с поверхностью валка слое расплава создаются наиболее благоприятные условия для зарождения и роста кристаллов. Из всех образовавшихся кристаллов в переохлажденном слое только кристаллы, связанные с поверхностью валка, имеют максимальный и стабильный теплоотвод, обеспечивающий и наибольшую скорость роста. Интенсивный процесс роста отдель-

ных кристаллов на поверхности валка обеспечивает их смыкание и образование тонкой корочки. Дальнейший рост кристаллов приводит к появлению термических напряжений, которые могут вызвать отрыв ее от поверхности валка и появление термических трещин.

Источником напряжения является резкое охлаждение и температурное сжатие корочки по мере ее роста при одновременном нагреве и тепловом расширении поверхности валка.

Наличие микронеровностей на поверхности валка приводит к появлению неодинаковых зазоров при отслоении корочки и частичном контакте с поверхностью валка. Возникающая разница в теплоотводе создает разницу в скорости роста кристаллов. На участках, где сохранился контакт корочки с поверхностью валков, формируются длинные столбчатые кристаллы, а на участках отрыва корочки по мере увеличения зазора и удаления от места сохраненного контакта длина кристаллов уменьшается. В результате образуется волнообразное изменение длины столбчатых кристаллов.

Скорость охлаждения металла определяет большинство характеристик получаемых лент: структуру, уровень остаточных термических напряжений и плотность дефектов кристаллического строения, а также температуру ленты при выходе из валков. Сила сжатия валков способствует увеличению скорости охлаждения (улучшает теплоотвод), однако приводит к повышению плотности дефектов кристаллической структуры при деформации.

Магнитные и механические свойства интенсивно изменяются в продольном направлении ленты на начальном интервале, когда идет наполнение ванны расплава (5–10 с от длительности всего процесса); уменьшаются коэрцитивная сила и прочностные свойства.

Тепловая деформация валка и принятие им бочкообразного профиля обуславливает различия в скоростях охлаждения и давлений, формируя неоднородность свойств по ширине ленты.

Измерение магнитных и механических характеристик полученной ленты выявило, что по ширине ленты от середины к краям наблюдается уменьшение коэрцитивной силы и прочностных характеристик.

Повышение температуры выходящей ленты на последних этапах ее изготовления становится достаточным для протекания релаксационных процессов в средней части структуры ленты как участка с наибольшей внутренней энергией.

Неодинаковая скорость истечения расплава из раздаточного сопла и наличие зоны прокатки вызывают тепловую деформацию валка,



который приобретает бочкообразную форму. В результате этого скорости охлаждения и давления различаются по длине валка, что приводит к формированию неоднородных по ширине ленты структуры и свойств.

5. Рассмотрены кристаллическое строение и структурные особенности сплава Fe–Si–Al. Экспериментальными исследованиями на примере двухвалковой быстрой закалки расплава сплава Fe–Si–Al доказано, что особенностью кристаллического строения тонких лент является ярко выраженный зонный характер, в которых кристаллы имеют особое расположение, форму и величину. Кристаллизация из расплава со скоростью охлаждения  $10^5$ – $10^6$  град/с осуществляется движением ячеистого фронта кристаллизации, а по границам ячеек имеет место повышенная плотность дефектов вакансионного происхождения. Установлено, в сплаве Fe–Si–Al по мере охлаждения осуществляется фазовый переход  $B2 \rightarrow DO_3$ , причем сверхструктура  $B2$  образуется непосредственно из расплава. В процессе получения ленты формируется два типа закалочных дефектов, обусловленных избыточной концентрацией высокотемпературных вакансий и закалочными напряжениями. В процессе совместного воздействия на расплав исследованного сплава высоких давлений и сдвиговых деформаций происходит интенсивное перемешивание на молекулярно-атомном уровне, приводящее к сильному дроблению кристаллитов на уровне субструктуры с образованием рентгеноаморфности зон быстрозакаленной ленты.

6. Представлены экспериментальные данные особенностей структуры тонких лент из сложнолегированных сплавов системы Cu–Zn после быстрой закалки из расплава. В быстрозакаленных образцах обнаружен эффект структурирования, где в качестве структурного элемента выступают характерные блоки, близкие к мозаичной модели. Микроструктура сплавов отличается от литой структуры значительно большей дисперсностью составляющих и отсутствием видимой химической неоднородности, имеет зернистый характер, который зависит от скорости охлаждения. Установлено увеличение микротвердости быстрозакаленных лент, что обусловлено твердорастворным, дисперсионным и зернограничными механизмами упрочнения, причем изменение микротвердости за счет образования пересыщенных твердых растворов играет более существенную роль. Характерной особенностью Cu–Zn-сплавов является наличие хрупких включений химического соединения  $Cu_3P$ , которое повышает твер-

дость и резко снижает пластичность латуней. Проведенный фазовый анализ подтвердил присутствие двух фаз –  $\alpha$  и  $\beta$  – в литых и быстрозакаленных сплавах, а также присутствие нерастворенных частиц свинца и фосфидов меди. Обнаружено в быстрозакаленных лентах присутствие метастабильной фазы  $Zn'$ , имеющей гексагональную решетку. Образование пересыщенного твердого раствора и метастабильной фазы  $Zn'$  является следствием протекания при быстрой закалке бездиффузионной кристаллизации.

Рентгеновские дифрактограммы свидетельствуют о микрокристаллической структуре латунных сплавов с размером областей когерентного рассеяния от 5 до 160 нм и неуравновешенных межзеренных границах.

Обнаружена во всех быстрозакаленных сплавах преимущественная текстура (002), а в некоторых образцах дополнительная текстура (111).

Установлено, что при ускоренном охлаждении сплавов системы Cu–Zn средний состав  $\alpha$ -твердого раствора изменяется не по равновесной линии солидуса, а по линии, лежащей ниже этой линии, причем чем выше скорость охлаждения расплава, тем больше будет отклонение. Ускоренное охлаждение ведет к сдвигу зоны существования  $\alpha$ - и  $\beta$ -фазы в область меньшего содержания цинка по равновесной диаграмме состояния сплава системы Cu–Zn. Легирующие элементы сдвигают область существования  $\alpha$ -фазы влево, тогда как никель, наоборот, расширяет границу  $\alpha$ -твердого раствора.

Высокая скорость охлаждения при высокоскоростной закалке расплава значительно снижает неоднородность химического состава многокомпонентных латуней относительно литых сплавов, причем зависимость неоднородности распределения химических элементов исследованных сплавов в зависимости от условий получения и режимов отжига носит сложный характер. Выявлена область температур, соответствующая значительному увеличению неоднородности распределения химических компонентов сплава.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Бессемер, Г. // *Металлург.* – 1950. – № 5. – С. 63–66.
2. Bessemer, H. // *US Patent 49053.* – 1865.
3. Cramb, A. W. // *Iron & Steelmaker.* – 1988. – Jul. – P. 45–60.
4. Бойченко, М. С. // *Металлург.* – 1940. – № 5. – С. 11–62.
5. Гусев, В. В. // *Литейное производство.* – 1952. – № 11. – С. 5–8.
6. Wolf, M. M. History of continuous casting in steel-making in the 20<sup>th</sup> century / M. M. Wolf // *ISS. 75<sup>th</sup> Steelmaking Conference Proceedings, Toronto, Apr., 1992.* – P. 83–137.
7. Campbell, P. C. The CASTRIP Process: A revolutionary casting technology, an exciting opportunity for unique steel products or a new model for steel Micro-Mills? / P. C. Campbell, R. L. Wechsler // *Heffernan Symposium, Canada, Aug., 2001.*
8. Boichenko, M. C. Continuous casting of steel / M. C. Boichenko // *English edition.* – London : Butterworths, 1961. – 220 p.
9. Зюзин, В. И. Технология прокатного производства / В. И. Зюзин, А. В. Третьяков. – М. : *Металлургия*, 1991. – 862 с.
10. Flick, A. [et al.] // *Steel times international.* – 2000. – May. – P. 17–20.
11. Hendricks, C. Strip casting technology – A revolution in the steel industry / C. Hendricks // *Metallurgical Plant and Technology International.* – 1995. – № 3. – P. 42–49.
12. Birat, J. P. // State of the art and developments in near-net-shape casting of flat steel products / J. P. Birat, R. Steffen, S. Wilmotte // *European Commission Technical Steel Research.* – 1995. – EUR 16671 en. – 200 p.
13. Wigman S. L., Millett M. D. // *Scanijet VI; 6th International Conference on Refining Processes, Lulea, Sweden, 1992.* – P. 1–17.
14. *Proceedings of the 69th Steelmaking conference* / T. Koyano [et al.]. – Washington : *Iron and Steel Society.* – 1986. – P. 449–456.
15. Wolf, M. M. // *BHM.* – 2000. – Vol. 145, № 7. – P. 270–275.
16. *La Revue de Metallurgie* / J. P. Birat [et al.] // *CIT.* – 1989. – Nov. – P. 919–930.
17. Fukase, R. // *Japanese Patent JP3-128149* / R. Fukase, A. Nomura, H. Kato. – 1991.
18. Yoon, J. C. [et al.] // *METEC Congress 94 2nd European Continuous Casting Conference : 6th International Rolling Conference, Dusseldorf, Germany, 20–22 jun. 1994.* – P. 435–442.

19. Economics of strip casting on future steel production / B. Lindorfer [et al.] // *Steel Times*. – 1993. – Jul. – P. 304–307.
20. Wechsler, R. // *Steel Times*. – 2001. – Jan. – P. 23–24.
21. Bagsarian, T. Unveiling Project M / T. Bagsarian // *Iron Age New Steel*. – 1998. – Vol. 14. – Dec. – P. 56–58.
22. Vaugh J. and Varcoe D. // *SEASI Quarterly*. – 2001. – Jan. – P. 46–56.
23. Ritt, A. *Iron Age* / A. Ritt // *Iron Age New Steel*. – 2000. – Jan.
24. Isenberg-O'Loughlin, J. Solidification technologies: a status report / J. Isenberg-O'Loughlin // *33 Metal Producing*. – 1988. – Vol. 26, № 9. – P. 16–17, 57.
25. Blejde, W. Application of Fundamental Research at Project M / W. Blejde, R. Mahapatra, H. Fukase // *Belton memorial symposium proceedings, Sydney, Australia, 2000*. – P. 253–261.
26. Lindenberg, H.-U. [et al.] // *Forum-Technische Mitteilungen ThyssenKrupp (English Edition)*. – 2000. – Dec. – P. 20–27.
27. Brown K. and Assefpour M. // *Steel Times*. – 1993. – Dec. – P. 524–525.
28. Kubaschewski, O. Oxidation of metals and alloys / O. Kubaschewski, B. E. Hopkins. – London : Butterworths, 1962. – 319 p.
29. *33 Metal Producing*. – 2002. – Jan./Feb. – P. 18–20.
30. The CASTRIP Process for Twin Roll Casting of Steel Strip / P. Campbell [et al.] // *59th Electrical Furnace Conference and 19th Process Technology Conference Proceedings, Phoenix, Arizona, USA, 2001*. – P. 727–735.
31. Шестаков, Н. И. Отливка тонких заготовок на УНРС барабанного типа. Обзорная информация / Н. И. Шестаков, Э. А. Гарбер. – М. : Чер. металлургия, 1990. – Вып. 3. – 23 с.
32. Bandgießen nach dem Zwei-Rollen-Verfahren-Stand und Entwicklung bei der Thyssen Stahl AG / K. Litterscheidt [et al.] // *Stahl und Eisen*. – 1991. – Vol. 111, № 2. – P. 61–66.
33. Solidification and Roll-bonding of Shell in Twin-roll Casting Process / Y. Fujita [et al.] // *ISI International*. – 1989. – Vol. 29, № 6. – P. 495–502.
34. Buchner, A. R. Thin-strip casting of steel with a twin-roll caster: discussion of products defects of 1 mm Fe-6 %Si strips / A. R. Buchner, J. W. Schmitz // *Steel Research*. – 1992. – Vol. 63, № 1. – P. 7–11.
35. Marple B. R., Poudrette S. and Hamel F. G. // *Steelmaking conference proceedings*. – 1992. – P. 353–368.

36. Fournier, P. Wear of refractory ceramics against nickel / P. Fournier, F. Platon // *Wear*. – 2000. – Vol. 244. – P. 118–125.
37. Influence of Mold Heat Fluxes on Longitudinal Surface Cracks During High Speed Continuous Casting of Steel Slab / S. Hiraki [et al.] // *Steelmaking conference proceedings, Chicago, 1994*. – P. 397–403.
38. Thin strip casting experiments at Irsid and Thyssen Stahl AG / J. C. Grojean [et al.] // *Iron & Steelmaker*. – 1993. – Aug. – P. 27–32.
39. Choo, D.-Y. [et al.] // *Metallurgical and materials transaction*. – 2001. – Vol. 32A. – Sept. – P. 2249–2258.
40. Damasse J. M., Themines D., Vendeville L. // *La Revue de Metallurgie-CIT*. – 2000. – Vol. 97, № 1. – P. 43–52.
41. Surface Quality of Stainless Steel Type 304 Cast by Twin-roll Type Strip Caster / H. Yasunaka [et al.] // *ISIJ International*. – 1995. – Vol. 35, № 6. – P. 784–789.
42. Solidification characteristics and modeling solidification phenomena in twin drum caster / S. Tanaka [et al.] // *74th Steelmaking Conference Proceedings, Washington, 1991*. – P. 809–816.
43. Properties of strip cast steel products arising from integrated processing / D. Senk [et al.] // *European Commission technical steel research EUR 19364en, 2000*. – 132 p.
44. Zapuskalov, N. Effect of Technological Factors on Strip Profile in Twin-roll Casting Process / N. Zapuskalov, M. Vereschagin // *ISIJ International*. – 1998. – Vol. 38, № 10. – P. 1107–1113.
45. Recent developments of twin-roll strip casting process at AST Terni steelworks / R. Tonelli [et al.] // *METEC Congress 94 2nd European Continuous Casting Conference ; 6th International Rolling Conference, Dusseldorf, Germany, 1994*. – P. 20–22.
46. Thompson, G. L. The influence of roll entry conditions on surface quality, solidification structure and dimensional control of direct cast strip produced from a twin roll casting machine / G. L. Thompson, S. R. Higson, P. J. Longdon // *European Commission technical steel research EUR 18608en, 1998*. – 49 p.
47. Blejde, W. Development of low carbon thin strip production capability at Project M / W. Blejde, R. Mahapatra, H. Fukase // *Iron and Steelmaker*. – 2000. – Vol. 27, № 4. – P. 29–33.
48. Luiten, E. Beyond energy efficiency Actors, networks and government intervention in the development of industrial process technologies / E. Luiten // *Department of science, technology and society, Utrecht University*. – Utrecht, Netherlands, 2001. – 300 p.

49. Blejde, W. Recent developments in Project M-the joint development of low carbon steel strip casting by BHP and IHI / W. Blejde, R. Mahapatra, H. Fukase // METEC Congress 9, 1999, Dusseldorf, Germany. – P. 176–181.

50. Wechler, R. The status of Twin-Roll Casting technology, comparison with conventional technology / R. Wechler // IISI-35 Conference, Seoul, Korea, 7–10 oct., 2001.

51. Walter, M. [et al.] // Steel Times International. – 2001. – Oct. – P. 33–34.

52. Strip Casting at Acciai Speciali Terni / P. Tolve [et al.] // THERMEC 97 International Conference on Thermomechanical Processing of Steels and Other Materials, Wollongong, Australia, 1997. – P. 237–246.

53. Iron and Steel Engineer. – 1996. – Apr. – P. 77.

54. Millbank, P. Steel strip casting inches to commercialization / P. Millbank // MBM Metal Technology Supplement. – 1995. – Apr. – P. 8–17.

55. Steel times. – 2000. – Oct. – P. 354.

56. Ball, J. M. // Ironmaking and steelmaking. – 2000. – Vol. 27, № 2. – P. 91–98.

57. Cygler, M. Continuous Strip and Thin Slab Casting of Steel-An Overview / M. Cygler, M. Wolf // Iron & Steelmaker. – 1986. – Aug. – P. 27–33.

58. Kuster, W. Advances in strip casting carbon and stainless / W. Kuster // New Steel. – 1996. – Nov. – P. 68–76.

59. An Update on Myosotis / H. Legrand [et al.] // THERMEC 97 International Conference on Thermomechanical Processing of Steels and Other Materials, Wollongong, Australia, 1997. – P. 287–294.

60. Wolf, M. // Steel Times International (Continuous Casting Supplement). – 1994. – Vol. 19, № 3. – P. 4–5.

61. Comparison of the single roller and double roller processes for casting low carbon steel / S. M. Pimputkar [et al.] // Rapidly Quenched Metals : Proceeding of 5<sup>th</sup> International Conference. – Amsterdam : Elsevier Science Publishers B.V. – 1985. – Vol. 1. – P. 95–100.

62. Direct strip casting on the Myosotis industrial pilot plant / R. W. Simon [et al.] // Metallurgical Plant and Technology International. – 1997. – № 3. – P. 78–82.

63. Wolf M., Kurz W. // Proceedings of the International Conference on Solidification and Casting of Metals, Sheffield, 1977. – P. 287–294.

64. Brimacombe, J. K. The Challenge of Thin Slab Casting / J. K. Brimacombe, I. V. Samarasekera // Iron Steelmaker. – 1994. – Vol. 21, № 11. – P. 29–39.

65. European Patent, EP 0627275 / H. Fukase, W. J. Folder, W. Blejde. – 1994.

66. Molotilov, B. V. The technological revolution in world ferrous metallurgy and prospects for its extension to Russia / B. V. Molotilov, A. A. Brodov, V. I. Matorin // *Steel in Translation*. – 1997. – Vol. 27, № 9. – P. 1–5.

67. Wiesinger, H. // *Steel Times*. – 2000. – Aug. – P. 299–302.

68. *Steel Times*. – 2000. – Jul. – P. 256–257.

69. Mascanzoni A., Damasse J. M. and Hohenbichler G. // *Steel Times International*. – 2001. – Nov. – P. 45–46.

70. Legrand H. and Mattel G. // *Steel Times*. – 1998. – Mar. – P. 104–105.

71. Furukawa, T. A new entry in strip casting / T. Furukawa // *New Steel*. – 1994. – Oct. – P. 42–43.

72. *Steel Times*. – 1999. – Apr. – P. 128.

73. Yanagi, K. [et al.] // METEC Congress 94 2nd European Continuous Casting Conference ; 6th International Rolling Conference, Dusseldorf, Germany. – 1994. – P. 423–427.

74. Yukumoto, M. Thin Strip Casting of Ni Base Alloys by Twin Roll Process / M. Yukumoto, H. Yamane // *ISIJ International*. – 1995. – Vol. 35, № 6. – P. 778–783.

75. Strip Quality of Highly Alloyed Metals by Twin Roll Casting / S. Miyake [et al.] // *ISIJ International*. – 1991. – Vol. 31, № 7. – P. 689–695.

76. Strip Casting Trials at Hachinohe / M. Mohri [et al.] // THERMEC 97 International Conference on Thermomechanical Processing of Steels and Other Materials, Wollongong, Australia, 1997. – P. 185–192.

77. Fiedler, H. Arbeiten zum Bandgießen von nichtrostenden und siliciumhaltigen / H. Fiedler, M. Jurisch // *Stahl und Eisen*. – 1991. – Vol. 111, № 2. – P. 79–80.

78. Strip formation and process stability in twin roll strip casting / M. Badowski [et al.] // *Steel Research*. – 2001. – Vol. 72, № 11–12. – P. 484–489.

79. Girgensohn, A. Twin roll strip casting of low carbon steels / A. Girgensohn, A. R. Buchner, K. Tacke // *Ironmaking and Steelmaking*. – 2000. – Vol. 27, № 4. – P. 317–323.

80. Microstructure & properties of Fe-36%Ni invar alloy produced by twin-roll strip casting process at POSCO / J. T. Choi [et al.] // 83rd Steel-making Conference, USA, 2000. – P. 29–40.

81. Moon, H. K. [et al.] // Proceedings of the Merton C Flemings Symposium on Solidification and Materials Processing, USA, 2001. – P. 507–511.

82. Robson, A. L. Developments in twin roll direct strip casting / A. L. Robson, J. Wilkinson, G. L. Thompson // METEC Congress 94 2nd European Continuous Casting Conference ; 6th International Rolling Conference, Dusseldorf, Germany, 1994. – P. 443–450.

83. МОЛОТИЛОВ, Б. В. // Сталь. – 1991. – № 12. – С. 68–71.

84. Relationship between Flow Characteristics and Surface Quality in Inclined Twin Roll Strip Casting / J. D. Hwang [et al.] // ISIJ International. – 1995. – Vol. 35, № 2. – P. 170–171.

85. Steel Times. – 2000. – Nov. – P. 387.

86. Suzuki, M. Perspectives of Research on High-speed Conventional Slab Continuous Casting of Carbon Steels / M. Suzuki, M. Nakada // ISIJ International. – 2001. – Vol. 41, № 7. – P. 670–682.

87. Yanagi, K. Development of Twin-Drum Strip Caster / K. Yanagi, K. Sasaki // Mitsubishi Heavy Industries Technical Review. – 1996. – Vol. 33, № 1. – P. 26–30.

88. Jablonka, A. Thermomechanical Properties of Iron and Iron-Carbon Alloys: Density and Thermal Contraction / A. Jablonka, K. Harste, K. Schwerdtfeger // Steel Research. – 1991. – Vol. 62, № 1. – P. 24–33.

89. Comparison of the Single Roller and Double Roller Processes for Casting Low Carbon Steel / S. M. Pimputkar [et al.] // Rapidly Quenched Metals: Proceeding of 5th International Conference, Amsterdam. – 1985. – Vol. 1. – P. 95–100.

90. Rapid Solidification Structures of Ni-base Superalloy Ribbons Produced by Twin-roll Process / K. Yasuda [et al.] // Transactions ISIJ. – 1988. – Vol. 28, № 8. – P. 645–649.

91. Analysis of rapid solidification process in the double-roller method / M. Kogiku [et al.] // Mat. Res. Soc. Symp. Proc., 1986. – Vol. 58. – P. 15–16.

92. Fiedler, H. Arbeiten zum Bandgießen von nichtrostenden und siliziumhaltigen Stählen im ZFW Dresden / H. Fiedler, M. Jurisch // Stahl und Eisen., 1990. – № 11. – P. 1–17.

93. JP N 60-27446, Int. 01 B22D11/06.

94. Заявка PR N 2.587.247 B22D11/06.

95. Миядзава, К. Технологическая характеристика процесса получения металлической ленты двухвалковым способом в режиме кристаллизации при быстром охлаждении / К. Миядзава, Т. Те, М. Иноуэ // Нихон киндзоку гаккайси. – 1982. – Т. 49, № 9. – С. 944–949.



96. Analysis of the Solidification process in the roller quenching method / M. Yukumoto [et al.] // Rapidly Quenched metals, North Holland, Amsterdam, 1985. – P. 91–94.

97. A consideration on the rapid solidification of steels – solidification of steel by twin-roll caster-V / A. Kasama [et al.] // Fifth international Iron and Steel Congress, Steelmarking proceedings, Washington, 1986. – Book 1. – Vol. 69. – P. 849–853.

98. Analysis of ribbon formation by Double roller technique in comparison with planer flow casting of rapid solidification / M. Jurisch [et al.] // Seminar on Rapid Solidification Technology-Material Properties-Application / Dresden der Akademie der Wissenschaften der DDR, 1988. – № 41. – P. 90–105.

99. Two-Dimensional Model for Twin-Roll Continuous Casting / T. Saiton [et al.] // Metallurgical Transactions. – 1989. – Vol. 20B. – P. 381–390.

100. Литье полосы в двухвалковых кристаллизаторах – современный уровень развития фирмы Тиссен шталь / Г. Литтершайдт [и др.] // Чер. металлы. – 1991. – № 3. – С. 46–51.

101. Магнитные свойства и структура сплавов Fe–Si, полученных методом быстрого охлаждения расплава / З. Н. Булычова [и др.] // Изв. АН СССР. Серия физ. – 1985. – Т. 49, № 8. – С. 1588–1592.

102. Исследование свойств микроструктурной стали / Ю. Н. Стародубцев [и др.] // Электротехника. – 1991. – № 5. – С. 67.

103. Characteristics of Rapidly Solidified cast iron and high carbon steel / C. Yoshida [et al.] // Fifth international Iron and Steel Congress, Steelmarking proceedings, Washington, 1986. – Book 1. – Vol. 69. – P. 855–859.

104. Pearson, W. K. // J. Inst. metals. – 1964–1965. – Vol. 93. – P. 169.

105. Полухин, Л. И. // Сталь. – 1963. – № 2. – С. 146.

106. Железнов, Ю. Д. Прокатка ровных листов и полос / Ю. Д. Железнов. – М. : Metallurgiya, 1971. – 200 с.

107. Суяров, Д. И. Качество тонких листов / Д. И. Суяров, М. А. Беньковский. – М. : Metallurgiya, 1964. – 163 с.

108. Повышение точности листового проката / И. М. Меерович [и др.]. – М. : Metallurgiya, 1969. – 190 с.

109. Третьяков, А. В. Теория, исследования, расчет станов холодной прокатки / А. В. Третьяков. – М. : Metallurgiya, 1966. – 255 с.

110. Stone, M. D. // Iron and Steel Eng. – 1965. – Vol. 42, № 8. – P. 73.

111. Целиков, А. И. [и др.] // Сталь. – 1967. – № 4. – С. 336.

112. Высокоточная прокатка тонких листов / А. Ф. Пименов [и др.]. – М. : Metallurgia, 1988. – 176 с.
113. Павлов, И. М. [и др.] // Изв. вузов. Чер. металлургия. – 1968. – № 9. – С. 95.
114. Целиков, А. И. Теория продольной прокатки / А. И. Целиков, Г. С. Никитин. – М. : Metallurgia, 1980. – 320 с.
115. Степанов, А. Н. Производство листа из разлива / А. Н. Степанов, Ю. В. Зильберг, А. Л. Неустроев. – М., 1978. – 145 с.
116. Верещагин, М. Н. Анализ процесса затвердевания металла при двухвалковой закалке расплава / М. Н. Верещагин // Весці АН Рэсп. Беларусь. Серыя фіз.-тэхн. навук. – 1994. – № 2. – С. 47–52.
117. Верещагин, М. Н. Формирование геометрии ленты при двухвалковой закалке расплава / М. Н. Верещагин, Н. М. Запускалов // Весці АН Рэсп. Беларусь. Серыя фіз.-тэхн. навук. – 1995. – № 3. – С. 36–41.
118. Лойцянский, Л. Г. Механика жидкостей и газа / Л. Г. Лойцянский. – М. : Наука, 1973. – 847 с.
119. Металлические стекла / под ред. Дж. Дж. Гильмана и Х. Дж. Лими, США ; пер. с англ. – М. : Metallurgia, 1984. – 264 с.
120. Сверхбыстрая закалка жидких сплавов : сб. науч. тр. под ред. Г. Германа ; пер. с англ. Е. А. Жураковского, В. В. Федорова под ред. В. Г. Борисова. – М. : Metallurgia, 1986. – 375 с.
121. Золотухин, И. В. Физические свойства аморфных металлических материалов / И. В. Золотухин. – М. : Metallurgia, 1986. – 176 с.
122. Верещагин, М. Н. Получение тонких волокон. II. Намораживание металла в процессе разделения струи расплава / М. Н. Верещагин, В. Г. Тепляков // Весці АН БССР. Серыя фіз.-тэхн. навук. – 1991. – № 4. – С. 15–19.
123. Вейник, А. И. Теория особых видов литья / А. И. Вейник. – М. : Гос. науч.-техн. изд-во машиностроит. лит., 1958. – 300 с.
124. Верещагин, М. Н. Температурный режим валка-кристаллизатора при двухвалковой закалке расплава / М. Н. Верещагин, Ю. Д. Черниченко // Весці АН Рэсп. Беларусь. Серыя фіз.-тэхн. навук. – 1993. – № 4. – С. 58–62.
125. Ландау, Л. Д. Теория упругости / Л. Д. Ландау, Е. М. Лифшиц. – М. : Наука, 1987. – 246 с.
126. Верещагин, М. Н. Аморфные и микрокристаллические материалы / М. Н. Верещагин. – М., 1989. – С. 5–8.

127. Прандтль, Л. Примеры применения теоремы Генки к равновесию пластических тел / Л. Прандтль // Теория пластичности : сборник ; под ред. Ю. Н. Работнова. – М. : Машгиз, 1948. – 250 с.

128. Ильюшин, А. А. Некоторые вопросы теории пластического течения / А. А. Ильюшин // Изв. АН СССР, ОТН. – 1958. – № 2. – С. 10–18.

129. Унксов, Е. П. Теория пластических деформаций металлов / Е. П. Унксов, А. Г. Овчинников. – М. : Машиностроение, 1983. – 297 с.

130. Третьяков, А. В. Механические свойства металлов и сплавов при обработке давлением / А. В. Третьяков, В. И. Зюзин. – М. : Металлургия, 1973. – 325 с.

131. Сторожев, М. В. Теория обработки металлов давлением / М. В. Сторожев, Е. А. Попов. – М. : Машиностроение, 1977. – 423 с.

132. Zapuskalov, V. Effect of technological factors on strip profile in twin-roll casting process / V. Zapuskalov, M. Vereschagin // ISIJ. – 1998. – Vol. 38, № 10. – P. 1107–1113.

133. Третьяков, Е. М. Упругопластическое сжатие тонкой пластически упрочняющейся полосы / Е. М. Третьяков // Расчеты процессов пластического течения металлов : сб. науч. тр. – М. : Наука, 1973. – С. 21–37.

134. Третьяков, Е. М. Анализ процесса пластического сжатия тонких заготовок из упрочняющегося материала / Е. М. Третьяков, С. А. Еленев // Машиноведение. – 1966. – № 1. – С. 107–119.

135. Суяров, Д. И. Качество тонких стальных листов / Д. И. Суяров, М. А. Беньковский. – М. : Metallurgizdat, 1964. – 170 с.

136. Бордин, В. Н. Технологические и теоретические вопросы прокатки / В. Н. Бордин, Д. А. Молчанов // Metallurgiya. – 1966. – № 44. – С. 17–27.

137. Выдрин, В. Н. Динамика прокатных валков / В. Н. Выдрин. – М. : Metallurgizdat, 1960. – 357 с.

138. Арутюнов, Ю. С. // Вестн. МГУ. Серия мат., мех., астр., физ., хим. – 1957. – № 4. – С. 17–27.

139. Зиновьев, А. В. Пластическая деформация металлов и сплавов / А. В. Зиновьев, В. Е. Чернилевский, В. Т. Трошин. – М. : МИСиС, 1977. – С. 52–56.

140. Полухин, В. А. Математическое моделирование листовых прокатных станков / В. А. Полухин. – М. : Metallurgiya, 1972. – 402 с.

141. Железнов Ю. Д., Павлов И. М., Яргсторф П. // Изв. вузов. Чер. металлургия. – 1969. – № 9. – С. 64–68.

142. Способ получения металлических волокон : пат. Рос. Федерации № 2099163, МКИ В22Л 11/06 / М. Н. Верещагин. – 20.12.1997.
143. Абдулов, Ю. Б., Суяров Д. И. Технологические основы рационализации листопрокатного производства : сборник. – Свердловск : Металлургия, 1966. – Вып. 12. – С. 69.
144. Вольмир, А. С. Нелинейная динамика пластинок и оболочек / А. С. Вольмир. – М., 1972. – 458 с.
145. Верещагин, М. Н. Теоретическое исследование динамической устойчивости цилиндрических тонкостенных оболочек в процессе их вращения при наличии сжимающей нагрузки (линейное приближение) / М. Н. Верещагин, Ю. Д. Черниченко // Весці АН Рэсп. Беларусь. Серыя фіз.-тэхн. навук. – 1996. – № 2. – С. 50–55.
146. Верещагин, М. Н. Теоретическое исследование динамической устойчивости цилиндрических тонкостенных оболочек в процессе их вращения при наличии сжимающей нагрузки (нелинейное приближение) / М. Н. Верещагин, Ю. Д. Черниченко // Весці АН Рэсп. Беларусь. Серыя фіз.-тэхн. навук. – 1996. – № 2. – С. 56–60.
147. Ганцев, Р. Ф. Динамика систем твердых и упругих тел / Р. Ф. Ганцев, П. С. Ковальчук. – М., 1980.
148. Найфэ, А. Введение в методы возмущений / А. Найфэ. – М., 1984. – 535 с.
149. Zaruskalov, N. Effect of profil and strip tension on flatness / N. Zaruskalov // ISIJ International. – 1999. – Vol. 39, № 5. – P. 463–470.
150. Макушок, Е. М. Механика трения / Е. М. Макушок. – Минск : Наука и техника, 1973. – 214 с.
151. Крачельский, И. В. Развитие науки о трении / И. В. Крачельский, В. С. Щедров. – М. : Изд-во АН СССР, 1958. – 297 с.
152. Михин, М. Н. Внешнее трение твердых тел / М. Н. Михин. – М. : Наука, 1977. – 195 с.
153. Любарский, И. М. Металлофизика трения / И. М. Любарский, Л. С. Палатник. – М. : Металлургия, 1976. – 235 с.
154. Межфазовая граница газ – твердое тело : пер. с англ. под ред. Э. Флада. – М. : Мир, 1970. – 223 с.
155. Кашеев, В. Н. Процессы в зоне фрикционного контакта металлов / В. Н. Кашеев. – М. : Машиностроение, 1978. – 213 с.
156. Розенберг, А. М. Элементы теории резания металлов / А. М. Розенберг, А. Н. Еремин. – М. : Машгиз, 1956. – 321 с.
157. Кузнецов, В. Д. Поверхностная энергия твердых тел / В. Д. Кузнецов. – М. : ГИТТЛ, 1954. – 156 с.

158. Зибель, Э. Обработка металлов в пластическом состоянии / Э. Зибель. – М. : ОНТИ, 1954. – 168 с.
159. Крагельский, И. В. Трение и износ / И. В. Крагельский. – М. : Машиностроение, 1968. – 480 с.
160. Фепиль, А. Сила и деформация / А. Фепиль, Л. Фепиль. – Л. : ОНТИ, 1956. – Т. 2. – 320 с.
161. Прандтль, Л. О твердости пластических материалов и сопротивлении резанию / Л. Прандтль // В кн.: Теория пластичности. – М. : ИЛ, 1948. – 250 с.
162. Фрохт, М. М. Фотоупругость / М. М. Фрохт. – М. : ОГИЗ, 1948. – Т. 1, 2. – 439 с.
163. Макушок, Е. М. Массоперенос в процессах трения / Е. М. Макушок, Т. В. Калиновская, А. В. Белый. – Минск : Наука и техника, 1978. – 272 с.
164. Энциклопедический справочник машиностроения. – М. : Гос. науч.-техн. изд-во машиностроит. лит., 1947. – Т. 1, кн. 2. – 456 с.
165. Хилл, Р. Математическая теория пластичности / Р. Хилл. – М. : ГИТТЛ, 1956. – 347 с.
166. Теоретические основыковки и горячей объемной штамповки / Е. М. Макушок [и др.]. – Минск : Наука и техника, 1968. – 320 с.
167. Соколовский, В. В. Теория пластичности / В. В. Соколовский. – М. : Высш. шк., 1969. – 420 с.
168. Сторожев, М. В. Теория обработки металлов давлением / М. В. Сторожев, Е. А. Попов. – М. : Машиностроение, 1977. – 423 с.
169. Грин, А. Теория пластического течения изгибаемых консолей и балок с заделанными краями / А. Грин // Механика. – М. : Наука, 1955. – Т. 4. – 385 с.
170. Кузнецов, В. Д. Наросты при резании и трении / В. Д. Кузнецов. – М. : ГИТТЛ, 1956. – 284 с.
171. Zapuskalov, N. Wear of Roll Surface in Twin-roll casting of 4,5 %Si steel strip / N. Zapuskalov, M. Vereshagin // ISIJ International. – 2002. – Vol. 40, № 6. – P. 589–596.
172. Hausel, J. G. // AFS Transactions. – 1960. – Vol. 68. – P. 373–379.
173. Pehlke, R. D. Metal-Mold interfacial heat transfer / R. D. Pehlke // AFS Transactions. – 1983. – Vol. 91. – P. 689–698.
174. Matsubara, H. // British Foundryman. – Vol. 69. – 1976. – P. 274–278.
175. Pehlke, R. D. // AFS Transactions. – 1984. – Vol. 92. – P. 587–598.

176. Morales, A. Influence of Mold Microgeometry on Casting Structure / A. Morales, M. E. Glicksman, H. Biloni // *Solidification and Casting of Metals*, Metals Society, 1979. – P. 184–192.

177. Верещагин, М. Н. Износ и деформация валков и ленты в процессе разливки-прокатки металла при двухвалковой быстрой закалке расплава / М. Н. Верещагин, Н. М. Запускалов, И. В. Агунович // *Вестн. Гомел. гос. техн. ун-та им. П. О. Сухого*. – 2008. – № 3–4. – С. 13–26.

178. Верещагин, М. Н. Формирование контактной поверхности замороженного металла при двухвалковом методе быстрой закалки / М. Н. Верещагин, Н. М. Запускалов, И. В. Агунович // *Вестн. Гомел. гос. техн. ун-та им. П. О. Сухого*. – 2007. – № 3. – С. 3–10.

179. Вейник, А. Н. Теория затвердевания отливки / А. Н. Вейник. – М. : Машгиз, 1960. – 435 с.

180. Лыков, А. В. Теория теплопроводности / А. В. Лыков. – М. : Высш. шк., 1967. – 598 с.

181. Рубинштейн, Л. И. Проблема Стэфанна / Л. И. Рубинштейн. – Рига : Звайгзне, 1967. – 457 с.

182. Гольдфарб, Э. М. Теплотехника металлургических процессов / Э. М. Гольдфарб. – М. : Металлургия, 1967. – 439 с.

183. Вейник, А. И. Металлургия и физика / А. И. Вейник, Л. Л. Лифшиц. – Серия IV, № 7 (Техника). – М. : Знание, 1966. – 48 с.

184. Молотилов, Б. В. Анализ геометрии и качества поверхности быстрозакаленной ленты / Б. В. Молотилов, Н. М. Запускалов, В. Т. Тимофеев // *Сталь*. – 1991. – № 112. – С. 68–71.

185. Формирование микрогеометрии поверхности кинескопной ленты / В. К. Белов [и др.] // *Сталь*. – 1989. – № 7. – С. 554.

186. Молотилов, Б. В. Изучение структурообразования при двухвалковом методе быстрой закалки / Б. В. Молотилов, Н. М. Запускалов // *Сталь*. – 1992. – № 3. – С. 75–78.

187. Иванцов, Г. П. Теплообмен между слитком и изложницей / Г. П. Иванцов. – М. : Metallurgizdat, 1951. – 320 с.

188. Дьяконов, В. П. Справочник по алгоритмам и программам на языке бейсик для персональных ЭВМ / В. П. Дьяконов. – М. : Наука, 1987. – С. 138.

189. A Study on Twinroll-type Continuous Casting / H. Hojo [et al.] // *Trans. Jap. Soc. Mech. Eng.* – 1987. – № 496 (A53). – P. 2452–2458.

190. Мирошниченко, И. С. Закалка из жидкого состояния / И. С. Мирошниченко. – М. : Металлургия, 1982. – 168 с.

191. Rapid Solidification Process of High-Silicon Steel strips and Their Characteristics / P. Kogiku [et al.] // Transactions ISIJ. – 1986. – Vol. 26. – P. 141–142.
192. Rapid Solidification Process of Ni-base superalloy ribbons. Produce by twin-roll process / K. Yakuda [et al.] // Transactions ISIJ. – 1988. – Vol. 28, № 8. – P. 645–649.
193. Magindez, R. E. Solidification on Substrate / R. E. Magindez // Mater. Science and Engineering. – 1988. – Vol. 98. – P. 13–20.
194. Молотилов, Б. В. Структура и свойства быстрозакаленного Fe–Si сплава / Б. В. Молотилов, Н. М. Запускалов, А. Н. Сивин // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1992. – № 9. – С. 8–11.
195. Сера в электротехнических сталях / Б. В. Молотилов [и др.]. – М. : Metallurgiya, 1973. – 176 с.
196. Кекало, И. Б. Физическое металловедение прецизионных сплавов. Сплавы с особыми магнитными свойствами : учеб. для вузов / И. Б. Кекало, Б. А. Самарин. – М. : Metallurgiya, 1989. – 496 с.
197. Полищук, В. Е. Высокотемпературные исследования сплавов системы Fe–Si–Al / В. Е. Полищук, Я. П. Селенский // Укр. физ. журн. – 1969. – Вып. 10. – С. 1722–1724.
198. Chang, Y. Au electron microscope investigation of order-disorder transformation in Fe–Si Al alloy and its dislocation configuration / Y. Chang // Acta. Met. – 1982. – Vol. 30. – P. 1185–1192.
199. Структурные особенности сплава сендаст, полученного закалкой из расплава / А. М. Глезер [и др.] // ФММ. – 1983. – Вып. 4 (56). – С. 750–757 ; ФММ. – 1984. – Вып. 1 (58). – С. 370–376 ; ФММ. – 1985. – Вып. 4 (58). – С. 509–516.
200. Верещагин, М. Н. Двухвалковая прокатка расплава – эффективный метод производства ленты с аморфной и микрокристаллической структурой / М. Н. Верещагин, Т. А. Серебрянский, О. Т. Кохановский // В кн.: Актуальные проблемы пластической деформации металлов. – Варна, 1990. – С. 44–45.
201. Баландин, Г. Ф. Литье намораживанием / Г. Ф. Баландин. – М. : Mashgiz, 1962. – 463 с.
202. Раддл, Р. У. Затвердевание отливок : пер. с англ. / Р. У. Раддл. – Л. : Mashgiz, 1960. – 341 с.
203. Салтыков, С. А. Стереометрическая металлография / С. А. Салтыков. – М. : Metallurgiya, 1976. – 270 с.

204. Хансен, М. Структура двойных сплавов / М. Хансен, К. Андерко. – Л. : ГНТИ чер. металлургии, 1962. – 420 с.
205. Ибрагимов, М. М. Изменение структуры предварительно облученного сплава при фазовых превращениях / М. М. Ибрагимов, В. Д. Мельников, М. К. Скаков // ФФМ. – 1982. – Вып. 5 (54). – С. 1012–1017.
206. Кристаллография, рентгенография и электронная микроскопия / Я. С. Уманский [и др.]. – М. : Металлургия, 1982. – 632 с.
207. Жорин, В. А. Образование твердых растворов металлов при пластическом течении под высоким давлением / В. А. Жорин, И. Ф. Макаров, М. Я. Чен // Докл. АН СССР. – 1981. – № 2. – С. 610–615.
208. Кристаллизация аморфных сплавов Fe–В при воздействии высокого давления и сдвиговых деформаций / В. А. Жорин [и др.] // Докл. АН СССР. – 1982. – № 3. – С. 646–649.
209. Int. Prac. 4-th Int. Couf of rapidly quenched metals / M. Wakamiga [et al.]. – Sendai, 1981–1982. – P. 1577–1580.
210. Нестеренко, Е. Т. Особенности структурных изменений при отжиге сплавов  $Cu_2Al$  / Е. Т. Нестеренко, И. А. Осипенко, С. А. Фирестов // ФММ. – 1969. – Вып. 6. – С. 987–992.
211. Миркин, Л. К. Справочник по рентгеноструктурному анализу / Л. К. Миркин. – М. : Гос. изд-во физ.-мат. лит., 1961. – 863 с.
212. Электронная микроскопия тонких кристаллов / П. Хирш [и др.]. – М. : Мир, 1968. – 574 с.
213. Засимчук, И. К. Роль термически неравновесных вакансий в развитии дислокационной структуры при росте металлических кристаллов из расплава / И. К. Засимчук // Металлофизика. – 1981. – № 3, вып. 1. – С. 57–71.
214. Геллер, Ю. А. Материаловедение : учеб. пособие для вузов / Ю. А. Геллер, А. Г. Рахштадт. – М. : Металлургия, 1989. – 224 с.
215. Колачев, Б. А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов / Б. А. Колачев, В. А. Ливанов, В. И. Елагин. – М. : Металлургия, 1981. – 324 с.
216. Смирягин, А. П. Промышленные цветные металлы и сплавы / А. П. Смирягин, Н. А. Смирягина, А. В. Белова. – М. : Металлургия, 1974. – 185 с.
217. Арзамасов, Б. Н. Материаловедение : учеб. для высш. техн. учеб. заведений / Б. Н. Арзамасов, И. И. Сидорин. – М. : Машиностроение, 1986. – 245 с.



218. Лахтин, Ю. М. Материаловедение : учеб. для машиностроит. вузов / Ю. М. Лахтин, В. П. Леонтьева. – М. : Машиностроение, 1980. – 248 с.
219. Лашко, Н. Ф. Пайка металлов / Н. Ф. Лашко, С. В. Лашко. – М. : Машиностроение, 1967. – 354 с.
220. Материаловедение и конструкционные материалы / Л. С. Пинчук [и др.]. – Минск : Выш. шк., 1989. – 276 с.
221. Диаграммы состояния двойных металлических систем / под ред. Н. П. Лякишева. – М. : Машиностроение, 1996. – 498 с.
222. Галдин, Н. М. Материалы в машиностроении / Н. М. Галдин. – М. : Машиностроение, 1967. – Т. 1. Цветные металлы и сплавы. – 238 с.
223. Мальцев, М. В. Металлография промышленных цветных металлов и сплавов / М. В. Мальцев. – М. : Metallurgia, 1970. – 364 с.
224. Богомолова, Н. А. Практическая металлография : учеб. для сред. проф.-техн. училищ / Н. А. Богомолова. – 3-е изд., перераб. и доп. – М. : Высш. шк., 1987. – 240 с.
225. Захаров, А. М. Промышленные сплавы цветных металлов. Фазовый состав и структурные составляющие / А. М. Захаров. – М. : Metallurgia, 1980. – 255 с.
226. Захаров, А. М. Диаграммы состояния двойных и тройных систем : учеб. пособие для металлург. и машиностроит. вузов / А. М. Захаров. – М. : Metallurgia, 1990. – 295 с.
227. Колачев, Б. А. Технология термической обработки цветных металлов и сплавов / Б. А. Колачев, Р. М. Габидулин, Ю. В. Пигузов. – М. : Metallurgia, 1980. – 280 с.
228. Лахтин, Ю. М. Металловедение и термическая обработка металлов : учеб. для вузов / Ю. М. Лахтин. – М. : Metallurgia, 1984. – 359 с.
229. Материаловедение и конструкционные материалы / Л. С. Пинчук [и др.]. – Минск : Выш. шк., 1989. – 460 с.
230. Беккерт, М. Справочник по металлографическому травлению / М. Беккерт, Х. Клемм ; пер. с нем. Н. И. Туркиной [и др.]. – М. : Metallurgia, 1979. – 336 с.
231. Бобарикин, Ю. Л. Исследование активации поверхности металлического основания при его плакировании порошковыми покрытиями / Ю. Л. Бобарикин, Н. В. Иноземцева, Н. И. Базилева // Вестн. Гомел. гос. техн. ун-та им. П. О. Сухого. – 2007. – № 2. – С. 22–28.
232. 5-й Белорусский семинар по сканирующей зондовой микроскопии : сб. докл., 7–8 окт. 2002 г. – Минск, 2002.

233. Kinsman K. P., Sprys J. W., Asaro R. J. // *Acta Met.* – 1975. – Vol. 23, № 12. – P. 1431.
234. Two-Dimensional Model for Twin-Roll Continuous Casting / T. Saito [et al.] // *Metallurgical Transactions.* – 1989. – Vol. 20B. – P. 381–390.
235. Matyja H., Giessen B. C., Grant N. J. // *J. Inst. Metals.* – 1968. – Vol. 96. – P. 30–32.
236. Лившиц, Б. Г. Металлография / Б. Г. Лившиц. – М. : Металлургия, 1990. – 236 с.
237. Анищик, В. М. Дифракционный анализ : учеб. пособие / В. М. Анищик, В. В. Понарядов, В. В. Углов. – Минск : БГУ, 2002. – 171 с.
238. Верещагин, М. Н. Структура и свойства латунного сплава системы Cu–Zn–Ni–Fe–Pb–Sn–Al после быстрой закалки из расплава / М. Н. Верещагин, И. В. Агунович // *Вестн. Гомел. гос. техн. ун-та им. П. О. Сухого.* – 2006. – № 4. – С. 3–7.
239. Алешина, Л. А. Рентгенография кристаллов : учеб. пособие / Л. А. Алешина, О. Н. Шиврин. – Петрозаводск : ПетрГУ, 2004. – 320 с.
240. Иверонов, В. И. Теория рассеяния рентгеновских лучей / В. И. Иверонов, Г. П. Ревкевич. – М. : Изд-во Моск. ун-та, 1978. – 278 с.
241. Ковба, Л. М. Рентгенофазовый анализ / Л. М. Ковба, В. К. Трунов. – М. : Изд-во Моск. ун-та, 1969. – 160 с.
242. Голиков, И. Н. Дендритная ликвация в стали / И. Н. Голиков. – М. : Металлургия, 1977. – 224 с.
243. Штейнберг, С. С. Металловедение / С. С. Штейнберг. – Свердловск, 1961. – 598 с.
244. Вайнгард, У. Введение в физику кристаллизации металлов : пер. с англ. / У. Вайнгард. – М., 1967. – 156 с.
245. Верещагин, М. Н. Исследование наноструктуры быстрозакаленных никелевых латуней методами РФА и атомно-силовой микроскопии / М. Н. Верещагин, И. В. Агунович // *Материалы, технологии, инструменты.* – 2007. – Т. 12, № 4. – С. 55–58.
246. Мальцева, Л. А. Ликвация в сплавах / Л. А. Мальцева, С. В. Гриб, А. В. Столбовский. – Екатеринбург : ГОУ ВПО УГТУ–УПИ, 2006. – 21 с.

Научное издание

**Верещагин** Михаил Николаевич  
**Запускалов** Николай Михайлович  
**Агунович** Ирина Валентиновна и др.

## **ДВУХВАЛКОВАЯ БЫСТРАЯ ЗАКАЛКА РАСПЛАВА**

**Монография**

Редакторы: *Н. В. Гладкова*  
*Т. Н. Мисюрова*  
Компьютерная верстка *Н. Б. Козловская*

Подписано в печать 29.10.19.  
Формат 60x84/16. Бумага офсетная. Гарнитура «Таймс».  
Ризография. Усл. печ. л. 17,44. Уч.-изд. л. 19,15.  
Тираж 100 экз. Заказ № 729/12.

Издатель и полиграфическое исполнение  
Гомельский государственный  
технический университет имени П. О. Сухого.  
Свидетельство о гос. регистрации в качестве издателя  
печатных изданий за № 1/273 от 04.04.2014 г.  
пр. Октября, 48, 246746, г. Гомель