

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ
САМАРСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ АЭРОКОСМИЧЕСКИЙ
УНИВЕРСИТЕТ имени академика С. П. КОРОЛЕВА

В.А. Костышев, И.Л. Шитарев

РАСКАТКА КОЛЕС

Самарский Государственный
аэрокосмический университет
№ 666.1.30
Научно-техническая
библиотека

САМАРА 2000

УДК 621.431.75

Р е ц е н з е н т ы: д-р техн. наук, проф. И. П. Попов
д-р техн. наук В.Н. Орлов

Костышев В.А., Шитарев И.Л.

РАСКАТКА КОЛЕЦ / Под общ. ред. В.А. Костышева. Самар.
гос. аэрокосм. ун-т. Самара, 2000, 208с.: ил.

ISBN 5-7883-0097-5

В монографии изложены научно обоснованные методы фасонирования профильных кольцевых заготовок авиационных двигателей раскаткой. Разработана теория раскатки, в основу которой положено исследование кинетики процесса. Рассмотрено напряженно-деформированное состояние и формирование структуры на всех стадиях обработки профильных кольцевых заготовок.

Для разработки технологического процесса приведены закономерности явлений, происходящих в кольце при его формоизменении, и на этой основе предложены температурно-скоростные, деформационные, геометрические и силовые параметры. Описаны способы калибровки профильных колец по многокалиберной схеме.

Предназначена для инженерно-технических, научных работников авиационной и металлургической промышленности, а также может быть полезна для студентов авиационных вузов.

Монография выполнена на Самарском научно-техническом комплексе имени Н.Д.Кузнецова и кафедре "Производство двигателей летательных аппаратов" Самарского государственного аэрокосмического университета имени С.П.Королева.

ISBN 5-7883-0097-5

© В.А. Костышев,

И.Л. Шитарев, 2000

© Самарский государственный
аэрокосмический университет,
2000

ОГЛАВЛЕНИЕ

ОСНОВНЫЕ ОБОЗНАЧЕНИЯ	6
ВВЕДЕНИЕ	9
1. НЕКОТОРЫЕ ВОПРОСЫ ТЕОРИИ ПРОЦЕССА РАСКАТКИ КОЛЬЦЕВЫХ ЗАГОТОВОК	11
1.1. Технологические схемы изготовления кольцевых профилей авиационных двигателей	11
1.2. Обзор и анализ исследований формоизменения профильных раскатных колец авиационных двигателей	17
1.3. Очаг деформации при раскатке колец	18
1.4. Термомеханические параметры производства кольцевых профилей авиационных двигателей	20
1.5. Влияние анизотропии на эксплуатационные характеристики материала раскатных колец авиационных двигателей	22
1.6. Сплавы, используемые для изготовления колец авиационных двигателей	25
2. КИНЕТИКА ТЕЧЕНИЯ МЕТАЛЛА В ОЧАГЕ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ РАСКАТКЕ КОЛЬЦЕВЫХ ДЕТАЛЕЙ АВИАЦИОННЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ	30
2.1. Экспериментальное исследование очага деформации при раскатке кольцевых профилей авиационных двигателей и разработка физической модели строения очага деформации	32
2.1.1. Определение напряженно-деформированного состояния очага деформации процесса раскатки колец методом равнопрочных вставок	32
2.1.2. Изучение очага деформации процесса раскатки колец металлографическим методом	41
2.1.3. Исследование субструктурного состояния очага деформации процесса раскатки колец	55

2.2. Теоретический анализ напряженного состояния в очаге деформации при раскатке колец авиационных двигателей с учетом теории ортотропных сред	61
2.2.1. Напряженное состояние в очаге деформации при раскатке колец авиационных двигателей	64
3. ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ КОЛЬЦЕВЫХ ЗАГОТОВОК АВИАЦИОННЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ	70
3.1. Исследование напряженно-деформированного состояния и определение усилий при операциях изготовления колец под раскат свободной ковкой с использованием теории анизотропных сред	71
3.1.1. Исследование напряженно-деформированного состояния и определение усилий при осадке цилиндрической заготовки между плитами	75
3.1.2. Исследование напряженно-деформированного состояния и определение усилий при прошивке плоской заготовки	78
3.1.3. Исследование напряженно-деформированного состояния и определение усилий при подсадке кольцевой заготовки по высоте	78
3.2. Разработка зависимости, описывающей глубину зон распространения интенсивной деформации при раскатке колец авиационных двигателей	97
3.3. Исследование влияния геометрических факторов на величину обжатия при раскатке колец авиационных двигателей	103
3.4. Кинетика и геометрические параметры процесса раскатки колец авиационных двигателей	113

3.5. Изучение и разработка термомеханических режимов производства кольцевых профилей авиационных двигателей	117
3.6. Некоторые вопросы рекристаллизации жаропрочных сплавов	122
3.6.1. Исследование рекристаллизации сплавов ХН68ВМТЮК - ВД, ХН45ВМТЮВР - ИД, ВТ9, ВТ20	144
4. ИССЛЕДОВАНИЕ ФОРМОИЗМЕНЕНИЯ АНИЗОТРОПНЫХ МАТЕРИАЛОВ В КАЛИБРАХ СЛОЖНОЙ ФОРМЫ И РАЗРАБОТКА РАЦИОНАЛЬНЫХ КАЛИБРОВОК ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ПРОФИЛЬНЫХ КОЛЬЦЕВЫХ ЗАГОТОВОК АВИАЦИОННЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ	152
4.1. Сортамент кольцевых профилей авиационных двигателей	153
4.2. Исследование схем калибровок при раскатке профильных кольцевых заготовок авиационных двигателей	156
4.3. Расчеты калибровок для колец авиационных двигателей швеллерного, балочного и таврового профилей	164
4.3.1. Методика расчета калибровок кольцевых заготовок швеллерного типа по способу совместной раскатки со сверткой	170
4.3.2. Методика расчета калибровок кольцевых заготовок балочного и швеллерного типа по способу балки	181
4.3.3. Методика расчета калибровок кольцевых заготовок по способу тавра	189
БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК	194

ОСНОВНЫЕ ОБОЗНАЧЕНИЯ

- h_0, h_1 - высота до и после деформации.
 \bar{h} - средняя высота катаемого профиля.
 l - длина дуги захвата.
 h, x - текущая высота и радиус заготовки.
 b_0, b_1 - ширина профиля кольца до и после деформации.
 R_0, R_1 - внешний радиус заготовки до и после деформации.
 R_B, R_H - радиус верхнего и нижнего валков.
 h_{ϕ} - высота действительного фланца.
 h_{λ} - высота ложного фланца.
 a_{ϕ} - толщина действительного фланца.
 a_{λ} - толщина ложного фланца.
 $b_{ш}$ - ширина шейки профиля.
 b_{λ} - ширина ложного фланца.
 $s_{ш}$ - толщина шейки профиля.
 $R_1, R_2 \dots$ - радиусы закругления в калибрах.
 B - ширина профиля.
 $\mu_{ш}, \mu_{\phi}$ - вытяжки по шейке и фланцам профиля.
 r_0 - радиус очага на входе металла в валки.
 r_1 - радиус очага на выходе металла из валков.
 ρ - текущий радиус очага деформации.
 $r_{от}, r_{оп}$ - радиус границ зон отставания и опережения.
 α, θ - текущие углы очага деформации.
 m - коэффициент, для зоны отставания $m = \sqrt{\delta(\delta - 2)}$, для зоны опережения $m = \sqrt{\delta(\delta + 2)}$
 δ - коэффициент, $\delta = \frac{2\mu}{\alpha}$

$$\varphi_1, \varphi_2 \quad - \text{ функции, } \varphi_1 = \frac{shm \theta}{sh \frac{m \alpha}{2}}; \quad \varphi_2 = \frac{sh \frac{2 \mu \rho \sin \theta}{r_0 \sin \alpha}}{sh \mu}.$$

n_3 - коэффициент влияния внешних зон.

ε - относительная деформация.

e - истинная деформация.

e_i - интенсивность деформации.

$\Delta h_B, \Delta h_H$ - обжатие кольцевой полосы у верхнего и нижнего валков.

l_B, l_H - длина дуги захвата у верхнего и нижнего валков.

a_l - коэффициент дуги захвата.

a_R - коэффициент разницы радиусов валков.

a_d - коэффициент кривизны кольца.

Δb - уширение при раскатке.

$h_g^{(p)}$ - глубина проникновения пластической деформации.

P - усилие осаживания.

σ_1, σ_2 - главные напряжения.

σ_i - интенсивность напряжений.

σ_θ - поперечное напряжение.

σ_ρ - продольное напряжение.

σ_{om}, σ_{on} - напряжения отстаивания и опережения в зонах скольжения.

σ_{oc} - напряжение осаживания.

σ_s - предел текучести при данных температурно-скоростных условиях деформации.

σ_b - предел прочности при растяжении.

δ_s - относительное удлинение.

- ψ - относительное сужение.
- KCU - ударная вязкость.
- σ_{τ}^i - предел длительной прочности.
- σ_{-1} - предел выносливости при симметричном цикле.
- μ_{ij} - коэффициент анизотропии.
- λ_i - компонента направляющего тензора.
- k_{iii}, k_{jjj} - компоненты материального тензора.
- μ - коэффициент трения.

ВВЕДЕНИЕ

Современные концепции технического прогресса ставят перед машиностроителями ряд задач по снижению материалоемкости машин, повышению их качества и надежности. Реализация конструкторских разработок в авиационном двигателестроении с минимальными запасами прочности и использованием весьма дорогостоящих сплавов при создании прогрессивных процессов обработки металлов давлением требует также решения двуединой проблемы обеспечения высокой надежности деталей и экономичности технологий.

В современных конструкциях авиационных двигателей широко используются детали, изготовленные из штамповок, листа, поковок, раскатных колец. Материалом для которых служат высокопрочные никелевые, хромоникелевые, алюминиевые и другие сплавы.

Эти материалы в большинстве своем относятся к труднодеформируемым сплавам, которые характеризуются сложным составом и невысокими технологическими свойствами. Это создает значительные трудности при изготовлении полуфабрикатов и изделий из них, а в ряде случаев приводит к необходимости создания новых технологических процессов.

Весьма ответственными деталями в авиационных двигателях являются тонкостенные кольцевые детали ротора и статора, имеющие сложную конфигурацию. Работоспособность этих деталей определяется уровнями их кратковременной прочности, ползучести, усталости. Эти эксплуатационные характеристики непосредственно зависят от структурного состояния деталей, которое формируется при горячей обработке металлов давлением.

Используемые до недавнего времени способы получения бесшовных кольцевых заготовок не позволяли получать высокого коэффициента использования металла. Физико-механические свойства материала колец были также невысоки. Такое состояние объясняется, прежде всего, получением

значительной структурной неоднородности при использовании нерациональных схем деформирования металла.

При решении указанной проблемы формообразования кольцевых профилей особенно важными являются рассмотрение напряженно-деформированного состояния и формирование структуры в очаге деформации, так как они определяют величину сопротивления деформации и способность металла к длительной работе.

Здесь необходимо отметить, что теоретические вопросы по изучению напряженно-деформированного состояния, кинетике течения металла в очаге деформации при процессе раскатки колец изучены недостаточно. Отсутствуют методы расчета основных параметров формоизменяющих процессов, а также способы получения бесшовных тонкостенных профильных кольцевых заготовок.

В данной работе рассмотрено напряженно-деформированное состояние и формирование структуры на всех стадиях обработки профильных кольцевых заготовок.

Для разработки технологического процесса приведены закономерности явлений, происходящих в кольце при его формоизменении, и на этой основе предложены температурно-скоростные, деформационные, геометрические и силовые параметры. Описаны способы калибровки профильных колец по многокалиберной схеме.

1. НЕКОТОРЫЕ ВОПРОСЫ ТЕОРИИ ПРОЦЕССА РАСКАТКИ КОЛЬЦЕВЫХ ЗАГОТОВОК

В современных конструкциях авиационных двигателей одними из многочисленных деталей являются кольца, объем которых составляет около 15 % веса двигателя. Кольцевые детали выполняют весьма важную роль в работе двигателя. Достаточно отметить, что при разрушении промежуточного кольца дисков компрессора неизбежна поломка двигателя с опасными последствиями для самолета. Кольца работают в условиях высоких нагрузений от центробежных, осевых сил и сил термического расширения, возникающих при работе собственно кольца, так и от воздействия сопрягаемых с ним деталей, а также претерпевают определенные физико-химические изменения, приводящие иногда к потере их работоспособности.

Специфика конструирования авиадвигателей, требования их эксплуатационной надежности, технологичности и экономичности предъявляют, как указано в работах Н.Д.Кузнецова, М.А.Елизаветина, Б.И.Костецкого, К.Н.Михайлова и др., к металлургическим процессам и, в частности, процессам обработки металлов давлением особые требования по эффективности и качеству [1...4].

1.1. Технологические схемы изготовления кольцевых профилей авиационных двигателей

Разнообразие геометрических форм профилей, их габаритных размеров, требований к их качеству позволяют использовать в современном двигателестроительном производстве множество технологических схем изготовления кольцевых профилей, которые по своему назначению применяются только для изготовления статорных колец, или только для роторных колец, или для тех и других одновременно.

Все известные технологические схемы производства кольцевых заготовок авиационных двигателей можно подразделить на две основные группы: получение кольцевых заготовок из листа и раскаткой из ковальной заготовки. Кроме того, в данной главе приведены перспективные методы получения раскатных колец из полых литых и катаных заготовок.

Наиболее часто встречаются технологические схемы получения колец формовкой из листа и раскаткой из цельной заготовки (рис. 1.1, 1.2, 1.3, 1.4) [5...7].

Для изготовления колец статора широко применяется технологическая схема получения колец формовкой из листовой заготовки методами осадки, отбортовки, ротационного раската и др. (см. рис. 1.1). По разработке и совершенствованию этой схемы большие работы выполнили К.Н.Богоявленский, В.Ф.Баркая, Ю.Н.Алексеев, В.И.Ершов, М.П.Найденов, Г.В.Проскураков, М.П.Назарцев и др.[8...17]. Значительные достижения в этой области имеют НИАТ, ВИЛС, моторостроительные предприятия городов Самары, Казани, Уфы.

Наряду с определенной универсальностью получения профиля кольца как по оборудованию, так и по технологии обработки, данная схема обладает некоторыми недостатками. Это выражается в пониженной их экономичности и недостаточно высоком качестве готовой продукции. Так, коэффициент выхода годного часто не превышает 0,2. Отходы в основном складываются из потерь при раскраве и механической обработке. Необходимо отметить наличие значительной трудоемкости из-за весьма длинной технологической цепочки, а также и за счет использования малопроизводительных механической и слесарной обработок. Шов в сварных кольцах по своей структуре всегда имеет резкое отличие от основного материала. Поэтому механические свойства в месте сварного шва ниже, чем в основной части кольца. Так, выносливость снижается на 40...50%.



Рис. 1.1. Технологическая схема получения колец формовкой из листовой заготовки

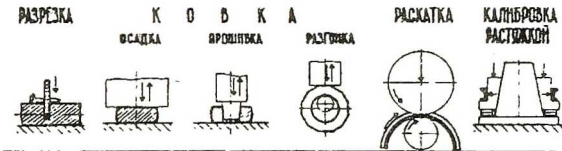


Рис. 1.2. Технологическая схема получения колец раскаткой из кованой заготовки

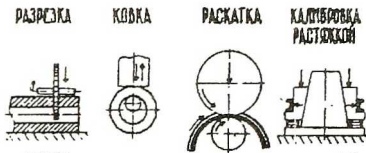


Рис. 1.3. Технологическая схема получения колец раскаткой из литой заготовки

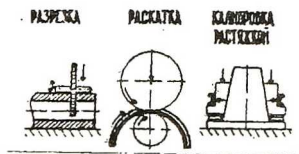


Рис. 1.4. Технологическая схема получения колец раскаткой из трубной заготовки

Это объясняется тем, что процесс сварки является металлургическим процессом, геометрическая зона сварки представляет из себя расплавленную жидкую массу, процесс кристаллизации в этом месте происходит заново. Если это жаропрочные сплавы, то наряду с пористостью образуется неравномерность фазового состава и значительное количество первичных карбидов, ослабляющих границы зерен и повышающих хрупкость. Кроме того, зона шва обедняется легирующими элементами.

При формоизменении металла колец в местах перехода деформированной зоны в недеформированную неизбежно имеют место критические деформации и, как следствие, после высокотемпературной обработки образуется крупное зерно.

При давильных операциях с многократным локальным разогревом до температуры горячей деформации и малой величиной дробной деформации в кольцах из титановых сплавов образуется грубая неоднородная структура, значительный альфированный слой.

Из рассмотренной технологической схемы производства профильных сварных колец видно, что наряду с пониженной ее экономичностью кольца, полученные по этой схеме, не обеспечивают высоких требований эксплуатационной надежности и не могут быть использованы в наиболее ответственных элементах двигателя - роторах ГТД.

Технологическая схема получения колец, где основным формообразующим процессом является раскатка, по своему назначению более универсальна. Она используется для изготовления как роторных, так и статорных колец. Большие достижения в совершенствовании данной схемы имеют как отечественные организации ВИЛС, ВИАМ, НИИД, СНТК им. Н.Д.Кузнецова, так и зарубежные фирмы Wagner, Banning, Wyman-Gordon, Snekma, Grotnes и др. Значительные работы в

этом направлении выполнили П.И.Полухин, А.И.Целиков, Л.П.Котельников, Т.Т.Шалимов, В.И.Выдрин, В.Н.Зиновьев, В.Hawkyard, W.Johnson, H.S.Marczinski, S.T.Winship и др. [4, 18...58].

В настоящее время применяется схема изготовления бесшовных кольцевых профилей раскаткой из кованой заготовки (см. рис. 1.2). Технологическая цепочка по данной схеме значительно короче предыдущей. Трудоемкость же ниже в 8...10 раз. Здесь технологические отходы складываются из потерь при металлургическом переделе прутков - раскатное кольцо и при механической обработке. Однако несмотря на значительно меньшие потери при переделе прутков - раскатное кольцо, коэффициент выхода годного при этом не превышает 0,1...0,2. Это объясняется несовершенством имеющейся технологии раскатки, отсутствием процесса получения тонкостенных бесшовных профильных колец. Кроме этого, наблюдается значительная структурная неоднородность, что снижает эксплуатационную надежность деталей ГТД. Так, при использовании известной технологии раскатки колец методом выдавливания наблюдается существенная структурная неоднородность, что приводит к большой неравномерности механических свойств, при этом выносливость, по сравнению с однородным мелкозернистым металлом, снижается на 20...30% [59]. В перспективе, при условии решения задач по получению тонкостенных фланцевых профилей, коэффициент выхода годного может быть увеличен до 0,35 и более.

Помимо отмеченного традиционного метода, направлением совершенствования схемы изготовления кольцевых цельнокатаных профилей авиационных двигателей может являться освоение процесса раскатки полых литых заготовок, полученных методом вытяжки из расплава. Материал при этом может быть использован весьма полно. Отходы могут иметь место только при резке труб на мерные заготовки и

механической обработке. Коэффициент выхода годного, при условии решения задачи получения тонкостенных профильных колец, может достичь уровня 0,5 и выше. Значительно сокращается длительность кузнечных операций, а значит и объем ручного труда.

Большая совместная работа по исследованию процесса получения полых слитков из жаропрочных сплавов и освоению процесса профильной раскатки колец из них проведена в ВИАМ, СНТК им. Н.Д.Кузнецова авторами С.А.Моисеевым, В.А.Калицевым, А.И.Мурзовым и др. [34...37, 56].

Но широкое внедрение этой схемы задерживается ввиду наличия трудностей в освоении значительного количества типоразмеров исходных заготовок для раскатки профилей авиационных двигателей, существенными потерями металла и большой трудоемкостью при обточке полых слитков.

Следующей перспективной технологической схемой производства бесшовных кольцевых профилей авиационных двигателей является производство колец раскаткой из трубной катаной заготовки. Коэффициент выхода годного при этом может быть доведен до 0,5 и выше. Величина ручного труда, как и в предыдущем случае, незначительна. Работы в этом направлении отсутствуют.

Подводя итог вышесказанному, можно сделать вывод, что процесс раскатки бесшовных колец является более рациональным по сравнению с процессом производства сварных колец. Но для повышения экономичности и эксплуатационной надежности кольцевых деталей ГТД необходимо разработать процесс получения тонкостенных бесшовных фланцевых кольцевых профилей с однородной структурой и высокими уровнями механических свойств.

Для успешного решения этой задачи необходимо в первую очередь рассмотреть процесс формоизменения профильных раскатных колец с выявлением механизма процесса раскатки и последующим определением основных технологических параметров процесса.

1.2. Обзор и анализ исследований формоизменения профильных раскатных колец авиационных двигателей

Производство колец на большинстве предприятий России и зарубежных стран проводится раскаткой на раскатных машинах в одном калибре [18, 22, 31, 52, 58]. Такая практика обеспечивает выпуск колец только простейшей формы. Получение же тонкостенных колец сложной формы с высокими фланцами при раскатке в одном калибре требует заготовок с высоким очагом деформации, что создает условие неравномерного истечения в очаге и получения разнотекстурной структуры. При указанном способе коэффициент использования металла, как уже отмечалось ранее, очень низок, он не превышает 0,2.

Для получения тонкостенных фланцевых кольцевых профилей с однородной структурой и высокими механическими свойствами используется многокалиберная раскатка колец путем последовательного многопереходного оформления профиля. Методы формоизменения по многокалиберной схеме базируются на известных работах как отечественных, так и зарубежных авторов: И.М.Павлова, Б.П.Бахтинова, М.М.Штернова, П.И.Полухина, И.Я.Тарновского, А.П.Виноградова, В.А.Шадрина, В.Е.Грум-Гржимайло, В.Тринкса, Э.Кирхберга, Тафеля и др. [65, 76]. Но одновременно следует отметить, что методики калибровки валков, используемые в сортовой прокатке, не переносятся полностью на процесс раскатки колец, так как эти процессы имеют существенные отличия по форме и геометрии заготовки, соотношению диаметров валков, величине обжатий за проход, механизму деформации

металла в очаге и т. д. Все это предусматривает необходимость изучения течения металла и заполнения калибров при многокалиберной раскатке кольцевых профилей и разработку новых методик их калибрования.

Для получения необходимой точности диаметральных и торцевых размеров кольцевых заготовок, обеспечивающих минимальный припуск на механическую обработку, кольца после высокотемпературной термической обработки подвергают калибровке растяжкой или термокалибровке. Калибровку растяжкой проводят, как правило, на специализированных калибровочных прессах [50, 53, 54]. Этот метод калибрования обеспечивает точность диаметральных и торцевых размеров колец при диаметрах 1000...3000 мм \pm 1...3 мм [19...21, 50, 53, 56].

1.3. Очаг деформации при раскатке колец

При рассмотрении процесса формообразования кольцевых профилей авиационных двигателей особое внимание уделяется напряженно-деформированному состоянию и формированию структуры. Эти параметры определяют высокие уровни механических свойств металла.

Вопросы повышения ресурса и надежности двигателей находятся в неразрывной связи с прочностью и однородностью металла деформируемых заготовок. Высокая прочность и однородность металла раскатных колец обуславливается механизмом деформации металла, находящегося в зоне валков.

Изучением очага деформации при раскатке колец занимались П.И.Полухин, Г.П.Остроушкин, А.И.Мурзов, К.Yagishita, K.Weber, W.Johnson и др. [23, 28, 38, 40, 45, 47, 49, 52, 77, 78]. Несмотря на большое число работ, посвященных неравномерности деформации,

зависимость ее с формированием структуры изучена недостаточно. Отсутствуют как полное аналитическое описание, так и экспериментальные исследования процессов, происходящих в очаге деформации, с учетом неравномерности деформации и внеконтактной деформации. Не создана физическая модель очага деформации при раскатке, которая достаточно близко отражала бы действительную картину деформации металла.

Руководствуясь классификацией И.М.Павлова [65], рассмотрим состояние работ по исследованию влияния геометрических параметров на неоднородность очага деформации, предварительно изучив труды по исследованию механики процесса раскатки.

Механику процесса раскатки исследовали А.И.Целиков, П.И.Полухин, W.Johnson и др. [39, 40, 52, 57, 79]. Но, вместе с тем, до сих пор отсутствует зависимость, описывающая процесс раскатки, а также описание режимов обжатий по стадиям процесса.

Известно, что напряженно-деформированное состояние при процессе раскатки зависит от геометрических параметров инструмента и раскатываемого кольца [28, 39, 40, 52, 79...81]. Авторы этих работ А.И.Целиков, П.И.Полухин, Г.П.Остроушкин, W.Johnson, A.Matalis, W.Hawkyard, рассматривая влияние геометрических параметров очага деформации при раскатке, или не выделяли особенностей деформации со стороны внутреннего и наружного валков, или рассматривали ее только с учетом равенства длин дуг захвата. Из этого можно заключить, что исследования в этой области выполнены неполно. Следует выявить зависимости, характеризующие величины обжатий у наружного и внутреннего валков при определенных соотношениях между длинами дуг захвата. Кроме этого, необходимо исследовать, как меняется характер свойств материала в процессе деформации. Так, например, одной из

особенностей является повышение в процессе деформирования анизотропии металла.

В последнее время выполнено множество работ по исследованию анизотропии, применительно к процессам обработки металлов давлением, авторами В.С.Смирновым, В.В.Шёвелевым, С.П.Яковлевым, А.А.Бабарыко, У.Джонсоном, Т.Меллором, Ю.М.Арышенским и др. [82...90]. Однако эти работы посвящены изучению анизотропии в основном в листовых материалах, поэтому необходимо рассмотреть, как меняется характер анизотропии при объемных процессах, в частности при изготовлении колец. Важность этих исследований очевидна, так как роторные кольца авиационных двигателей, являясь высоконагруженными деталями, должны иметь достаточный запас прочности, а значит при выполнении прочностных расчетов двигателей необходимо знать свойства материала в различных направлениях кольца.

Одним из этапов изготовления колец являетсяковка. Наиболее существенные работы в этой области выполнены С.И.Губкиным, М.В.Сторожевым, А.П.Чекмаревым, И.Я.Тарновским [91...94]. Однако в этих работах принимается допущение, что металл является однородным, изотропным и, кроме того, недостаточно полно описан характер течения металла в очаге деформации.

1.4. Термомеханические параметры производства кольцевых профилей авиационных двигателей

Разработка оптимальных режимов производства бесшовных экономичных и высококачественных кольцевых профилей для деталей авиационных двигателей имеет актуальное значение и требует решения ряда вопросов, как по технологии, так и по металлосведению.

Состояние структуры, механические свойства металла и средние удельные давления раскатки определяют качество изделий. Разработка

режимов обработки и рациональный их выбор всегда представляет большие трудности. Трудности заключаются в том, что материалы, из которых изготавливают кольца, обладают особыми физическими свойствами и трудно поддаются обработке.

Развитие современных методов обработки металлов давлением стало возможным на основе проведения экспериментальных исследований и развития физико-химической теории обработки металлов давлением.

Значительные успехи в развитии теоретических и практических работ были достигнуты благодаря научным изысканиям ученых России С.И.Губкина, И.М.Павлова, А.И.Целикова, С.Т.Кишкина, Н.М.Склярова, Н.И.Корнеева, А.Д.Томленова, А.П.Чекмарева, Я.М.Охрименко, Ф.Ф.Химушина [65, 79, 92, 94...98].

Термомеханические режимы производства раскатных колец авиационных двигателей имеют определенные особенности ввиду специфичности применяемых материалов и операций технологических процессов получения исходной заготовки под раскат, раскатки, термической обработки и калибровочных операций, обеспечивающих необходимую геометрическую точность. Исследованиям этих параметров посвящен ряд работ авторов В.Н.Зиновьева, В.А.Калицева, А.Н.Иванкиной, С.С.Соловцева, Е.Н.Сидоренко и др. [18, 24, 45, 31, 41, 60, 63].

Вместе с тем следует отметить, что эти работы неполно отражают термомеханические режимы раскатки профильных колец из современных жаропрочных никелевых, хромоникелевых, титановых и других сплавов, таких как, например, ХН68ВМТЮК-ВД, ХН45ВМТЮБР-ИД, ВТ9, ВТ20. Такое состояние обуславливает необходимость исследования технологичности указанных сплавов, способности их к рекристаллизации

и величин удельных давлений с целью определения оптимальных температурно-деформационных режимов раскатки роторных и статорных колец для улучшения структурно-фазового состояния, повышения механических свойств и коэффициента использования металла.

1.5. Влияние анизотропии на эксплуатационные характеристики материала раскатных колец авиационных двигателей

В 1971 году Головной совет по авиационной технике отметил, что быстрое развитие современной авиации требует дальнейшего совершенствования технологических процессов на основе важнейших достижений науки, в том числе и за счет более полного использования свойств обрабатываемого материала.

В связи с этим необходимы исследования поведения металла при различных стадиях технологической обработки. При этом следует исходить из того факта, что деформированные заготовки авиационных деталей листы, трубы, профили, прутки, кольца и т. п. обладают определенной анизотропией механических свойств. Анизотропия свойств металла во многом зависит от вида технологического процесса получения полуфабрикатов - волочение, прессование, прокатка, раскатка, ковка и т. п.

Известно, что в основе процесса получения колец раскаткой лежит прокатка. Поэтому, основываясь на факторах, влияющих на текстуру проката, рассмотренных в работе [83]:

- граничные условия (состояние поверхности рабочих валков и слитка, форма калибров, смазка валков, температура проката);
- геометрия очага деформации (отношение ширины и длины очага к его высоте);

- механизм деформации (кристаллографическая ориентировка исходной заготовки, химический состав металла, чередование направлений преобладающей деформации),

можно утверждать, что текстура, а значит и анизотропия раскатных колец в основном зависит от схемы напряженно-деформированного состояния в очаге деформации, т.е. от наличия высокого или низкого очага деформации. Так как исследованиями [77] установлено, что наличие высокого очага деформации не только снижает средний уровень механических свойств полуфабриката на 10...15%, но и не обеспечивает стабильной текстуры, вследствие резко неоднородного напряженного состояния в очаге деформации при проработке, можно утверждать необходимость обеспечения условий низкого очага деформации. Основываясь на этом принципе, следует рассмотреть поведение материала применительно к раскатке роторных колец при низком очаге деформации.

Для оценки влияния величин коэффициентов поперечной деформации на работоспособность конструкции рассмотрим напряженное состояние в полом однородном цилиндре под действием внутреннего и наружного давлений (рис. 1.5). Данная схема с достаточной степенью достоверности описывает условия работы проставки дисков компрессора без учета осевых нагрузок. Проставка, при условии жесткой заделки, подвержена воздействию внутреннего и наружного давлений, причем внутреннее давление превышает наружное, а также воздействию центробежных сил и радиальных сил от термического расширения дисков. Результирующие этих сил будут располагаться по схеме, аналогичной распределению напряжений в цилиндре, нагруженном внутренним давлением.

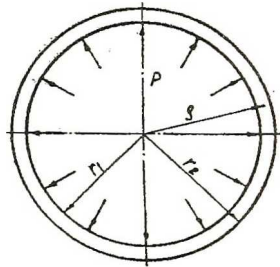


Рис. 1.5. Схема нагружения роторного промежуточного кольца при эксплуатации на двигателе

Тогда рабочие напряжения в кольце с учетом анизотропии рассчитываются по формулам [122]:

$$\sigma_{\theta} = \frac{pc^{n-1}}{1-c^{2n}} n \left(\frac{\rho}{r_2} \right)^{n-1} + \frac{p}{1-c^{2n}} nc^{n-1} \left(\frac{r_2}{\rho} \right)^{n-1};$$

$$\sigma_{\rho} = \frac{pc^{n-1}}{1-c^{2n}} \left(\frac{\rho}{r_2} \right)^{n-1} - \frac{p}{1-c^{2n}} c^{n-1} \left(\frac{r_2}{\rho} \right)^{n-1},$$
(1.1)

где p - внутреннее давление; n - коэффициент, $n = \sqrt{\frac{E_{\theta}}{E_{\rho}}}$;
 ρ - переменный радиус.

Используя уравнения (1.1) и условие пластичности в виде [88]

$$\sigma_{\theta} - \sigma_{\rho} = \frac{\sigma_s}{\sqrt{1 - \mu_{12}\mu_{21}}},$$

получим формулу для определения давления p на внутренней поверхности цилиндра

$$p = \frac{\sigma_s (1 - c^{2n})}{\sqrt{1 - \mu_{12}\mu_{21}} [c^{2n}(n-1) + n + 1]}.$$
(1.2)

Из анализа формулы (1.2) очевидно, что при возрастании коэффициентов поперечной деформации μ_{12} и μ_{21} допустимое давление p будет увеличиваться.

1.6. Сплавы, используемые для изготовления колец авиационных двигателей

В данном разделе описаны исследования, которые проводились на типичных высокопрочных хромоникелевых, железохромоникелевых и титановых сплавах, к которым за последнее время авиационная промышленность предъявляет особо высокие требования в отношении кратковременной и длительной прочности, выносливости, особых физических свойств, коррозионной стойкости, химического взаимодействия с металлами, газами и др.

Высокие температуры плавления и рекристаллизации таких жаропрочных сплавов, как ХН68ВМТЮК-ВД, ХН45ВМТЮБР-ИД, обуславливают их применение в конструкциях, работающих при температурах 700...900°C. Указанные сплавы применяются в промышленности в виде листов, прутков, плит, штамповок, раскатных колец, поковок и т. д.

Освоение производства полуфабрикатов и изделий из сплавов на никелевой основе типа ХН68ВМТЮК-ВД, а также железохромоникелевых сплавов типа ХН45ВМТЮБР-ИД способствовало развитию отечественной авиационной техники. Вместе с тем с созданием таких сплавов появились определенные трудности в обработке металлов давлением, штамповке лопаток, дисков, прокатке прутков и раскатке колец.

Сложный химический состав жаропрочных сплавов (табл. 1.1) в первую очередь связан с получением высоких значений предела ползучести. Вследствие высокой легированности этих сплавов резко замедляются рекристаллизационные и диффузионные процессы, благодаря чему при высоких нагрузках и скоростях создаются условия для продолжительной стабильной работы изделий. Механические свойства сплавов ХН68ВМТЮК-ВД и ХН45ВМТЮБР-ИД приведены в табл. 1.2.

Химический состав сплавов

Марка сплава	Содержание элементов, %				
	Cr	W	Mo	Co	Al
ХН68ВМТЮК-ВД	17,0...20,0	5,0...7,0	3,0...5,0	5,0...8,0	1,6...2,3
ХН45МВТЮБР-ИД	14,0...16,5	2,5...3,5	4,0...5,2		0,9...1,4
ВТ9			2,8...3,8	-	5,8...7,0
ВТ20		-	0,5...2,0	-	5,5...7,0

Продолжение табл.1.1

Ti	Ni	V	Si	Nb	Fe	Zr
1,1...1,6	основа	-			-	
1,9...2,4	43,0...47,0	-	-	0,8...1,5	основа	-
основа			0,2...0,35	-		1,0...2,0
основа	-	0,8...2,5				

Продолжение табл.1.1

C	Mn	Si	S	P	Fe	B	Zr	Ce	O	N	H
не более											
0,10	0,40	0,50	0,015	0,015	5,0	0,005	0,005				
0,10	0,60	0,40	0,010	0,015		0,008	0,10	0,02		-	
0,10	-	-	-		0,25	-		-	0,15	0,05	0,015
0,10	-	0,15	-		0,25	-	-	-	0,15	0,05	0,015

Механические свойства сплавов

Марка сплава	Термическая обработка	Т-ра исп.	σ_b	$\sigma_{0,2}$	δ_5	ψ	КСУ
		°С	МПа	МПа	%	%	Дж/см ²
ХН68ВМТЮК-ВД	Закалка с 1080...1100°С, выдержка 2 час, охлаждение на воздухе; старение при 900°С в течение 5 час, охлаждение на воздухе	20	1080	637	20	25	39
		900	314	-	30	45	-
ХН45МВТЮБР-ИД	Закалка с 1000...1130°С, выдержка 2...3 час, охлаждение в масле; старение при 780...830°С в течение 5 час, охлаждение на воздухе; старение при 650...730°С в течение 16 час, охлаждение на воздухе	20	1080	687	12	14	28
ВТ9	Нагрев до 950°С, выдержка 1 час, охлаждение на воздухе; нагрев до 530°С, выдержка 6 час, охлаждение на воздухе	20	981	-	8	20	25
		500	686				
ВТ20	Нагрев до 800°С, выдержка 1 час, охлаждение на воздухе	20	883		8	20	25
		350	686		-		
		500	569				

Полуфабрикаты из жаропрочных сплавов, выпускаемые заводами, нередко имеют макро- и микронеоднородности. Наиболее часто встречающимися неоднородностями в прутках, поковках и штамповках, а также в раскатных кольцах являются неравномерная структура в виде полосчатости и разнотерности. В ряде работ Ф.Ф.Химушина и Н.И.Корнеева [98, 100, 101] показано, что прутки с разнотерной структурой имели пониженную жаропрочность, выносливость и повышенную ползучесть по сравнению с прутками, обладающими равномерной структурой. Как показала практика заводов, изготовленные из прутков с неоднородной структурой детали имеют пониженную жаропрочность, жаростойкость и выносливость, а также большой разброс механических свойств.

В последние годы наблюдается значительный рост применения титана в машиностроении и особенно в авиации. Около 20% от веса современного двигателя составляют детали из титановых сплавов, в том числе 4% приходится на кольцевые детали. Следует отметить, что при производстве современных авиационных двигателей предпочтение при выборе материала отдается жаропрочным титановым сплавам типа BT9 и BT20. Детали, изготовленные из этих сплавов, надежно работают в условиях эксплуатации.

Деформируемый жаропрочный титановый сплав BT9 системы Ti-Al-Mo-Zr-Si относится к двухфазным $\alpha+\beta$ сплавам. По своим свойствам он относится к мартенситному классу, упрочняемому термообработкой.

Титановый сплав BT20 относится к деформируемым жаропрочным сплавам системы Ti-Al-Mo-V-Zr. Это однофазный сплав типа α твердого раствора, он почти нечувствителен к термообработке. Химический состав и механические свойства сплавов BT9 и BT20 приведены в табл. 1.1, 1.2.

Общезвестно, что структура сплавов вообще и титановых в частности формируется в процессе горячей деформации, но, в отличие от сталей, структура титановых сплавов не претерпевает существенных изменений в процессе термической обработки. Это указывает на особые требования к

однородности деформации в полуфабрикатах. Также известно, что для обеспечения высоких уровней жаропрочности следует иметь в заготовке структуру пластинчатого типа, а при необходимости обеспечения высоких уровней усталостной прочности и термической стабильности требуется иметь структуру глобулярного (равноосного) типа. Это еще раз подчеркивает потребность промышленности в разработке процессов, обеспечивающих получение равномерной структуры, а значит и высоких уровней эксплуатационных характеристик [108].

2. КИНЕТИКА ТЕЧЕНИЯ МЕТАЛЛА В ОЧАГЕ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ РАСКАТКЕ КОЛЬЦЕВЫХ ДЕТАЛЕЙ АВИАЦИОННЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ

Основой процесса получения деформированных кольцевых заготовок авиационных двигателей является технологическая схема их производства, состоящая из выбора исходной заготовки, предварительного и основного формоизменяющего процесса, термической обработки и калибрующих операций, обеспечивающих необходимую геометрическую точность габаритных размеров колец. Основным формоизменяющим процессом является процесс раскатки. Он определяет собой качественные и количественные характеристики процесса.

Рациональность технологического процесса раскатки определяется характером течения металла в очаге деформации. Другими словами, построение всего технологического процесса зависит от очага деформации при раскатке.

Как показано в литературном обзоре, приведенном ниже, механизм течения металла в очаге деформации при раскатке изучен недостаточно. Вместе с тем с целью расширения возможностей управления параметрами процессов и обеспечения оптимальной структуры, высоких прочностных и пластических характеристик металла колец, необходима как качественная, так и количественная оценка кинетики течения металла в очаге деформации.

Для выявления и определения локальных напряжений, механизма формирования структуры металла необходимы специальные методы, которые позволили бы создать модель очага деформации, отражающую физические и механические явления процесса.

В связи с научной и практической важностью вопроса изучения механизма течения металла при раскатке рассмотрим основные работы, выполненные в этой области.

Так как раскатка является комплексным процессом наложения осадки на прокатку [47], то рассмотрим эти составляющие в отдельности. Это необходимо сделать для получения полной картины совмещенной деформации при раскатке и определения влияния каждого из составляющих процесса на напряженно-деформированное состояние в очаге деформации.

Первыми работами, констатирующими факт наличия неоднородности в очаге деформации при прокатке, являются работы Е.Бласса (1882 г.), А.Холленберга (1883 г.) [103], В.Е.Грум-Гржимайло [104].

В дальнейшем И.М.Павловым в 1927 г. была разработана теория течения металла при прокатке, т. н. "теория жестких концов" [105]. Им предложена классификация причин, вызывающих неравномерность деформации [65].

Н.А.Соболевским и А.Ф.Головиным выполнены работы по исследованию приконтактных зон очага деформации: скольжения и прилипания, получения формулы расчета их протяженности [66, 106].

Большой вклад в исследование неоднородности очага деформации при прокатке внесли А.И.Колпашников, А.П.Чекмарев, А.И.Целиков, И.Я.Тарновский, В.С.Смирнов, Т.М.Голубев, Н.Мец, В.Тринкс и др.[79, 92, 107...114]. Ими, на основе метода решения уравнений равновесия и пластичности, вариационных и энергетических методов, метода линий скольжения, получены решения по определению энергосиловых и кинематических параметров прокатки. Однако авторы этих работ в

основном касаются механики процесса прокатки и недостаточно полно объясняют кинетику протекания физических явлений.

Для создания модели очага деформации, обеспечивающей оптимальное напряженно-деформированное состояние при раскатке, необходим комплекс специальных методик.

2.1. Экспериментальное исследование очага деформации при раскатке кольцевых профилей авиационных двигателей и разработка физической модели строения очага деформации

2.1.1. Определение напряженно-деформированного состояния очага деформации процесса раскатки колец методом равнопрочных вставок

В настоящее время для изучения кинетики течения металла при прокатке имеется множество методов, обзор которых приведен в работах [103, 110...112, 115].

Впервые в 1883 году А.Холлинбергом было изучено течение металла при горячей прокатке полос из сварного железа посредством запрессовки стержней в вертикально засверленные отверстия [103]. Н.Мец усовершенствовал методику А.Холлинберга, заменив гладкие стержни винтами, что позволило судить не только о продольной, но и о высотной деформации [110]. Метод координатной сетки, наносимой на боковых гранях и внутри полосы, использовался в исследованиях В.Тринкса [111] и И.Я.Тарновского [112]. О.Г.Музалевским впервые был применен метод скоростной киносъемки, фиксирующий изменение параметров координатной сетки, нанесенной на боковой поверхности образцов [115].

Анализ вышепоименованных методов позволил для исследования кинетики течения металла и создания физической модели очага

деформации при прокатке, осадке и раскатке разработать метод равнопрочных вставок. Он дает возможность исследовать локальные изменения деформации в объеме очага и достаточно точно рассчитать напряжения в нем.

Для исследования очага деформации были изготовлены кольцевые прямолинейные образцы из алюминиевого сплава АМг6, в которых послойно сверлились отверстия и заполнялись вставками из того же металла. Образцы нагревались до температуры горячей деформации в электропечах сопротивления и затем подвергались формоизменению. Прокатка экспериментальных образцов из сплава АМг6 размерами 240x200x1350 производилась на стане кварто с диаметром рабочих валков 900 мм и скоростью прокатки 0,5 м/сек, принятой в листопрокатном производстве для данного сплава. Осадка и раскатка кольцевых образцов размерами $\varnothing 400 \times \varnothing 340 \times 30$ осуществлялись на кольцераскатном стане модели РМ1200 с диаметров рабочих валков: верхнего приводного 550 мм и нижнего холостого 200 мм; максимальная скорость подачи нажимного устройства составляла 16 мм/сек; скорость прокатки, предусмотренная конструкцией стана, соответствовала 1,5 м/сек. В целях изучения кинетики течения металла в очаге деформации осуществляли торможение валков при прокатке, осадке и раскатке, получая очертания очага деформации (рис.2.1, 2.2). Недокатанные и осаженные образцы разрезались, шлифовались, травились. Исследование характера течения металла в образцах производилось отдельно по зонам: в приконтактной, промежуточной и центральной.

Интенсивность деформаций в зонах определялась аналитически по общеизвестной зависимости

$$e_i = \frac{2}{\sqrt{3}} \sqrt{e_1^2 + e_2^2 + e_1 \cdot e_2}, \quad (2.1)$$

где e_1, e_2 - истинные деформации.

Компоненты деформации определялись по формулам

$$e_1 = \ln \frac{a_1}{a_0}, \quad e_2 = \ln \frac{b_1}{b_0}, \quad (2.2)$$

где a_0, b_0, a_1, b_1 - геометрические параметры вставок до и после деформации

Замеры геометрических параметров вставок производились на микроскопе модели МПБ-2 с точностью $\pm 0,05$ мм.

Для определения интенсивности напряжений в очаге деформации воспользуемся зависимостью А.В.Третьякова и В.И.Зюзина [116]:

$$\sigma_i = \sigma_s k_{ei} k_v k_T, \quad (2.3)$$

где σ_s - базисное значение сопротивления деформации;

k_{ei} - коэффициент интенсивности деформации (рис. 2.3);

k_v - коэффициент скорости деформации (рис. 2.4);

k_T - температурный коэффициент (рис. 2.5).

Используемый метод расчета напряжений удобен и прост для расчетов, так как позволяет достаточно точно определить их значения при любой температуре, скорости и степени деформации в исследуемом интервале параметров.

Для исследования напряженно-деформированного состояния в очаге деформации использовался также метод, позволяющий по параметрам зерна определить характер течения металла и формирования зерен в зависимости от сжимающих и растягивающих напряжений. Металлографический анализ проводился на микроскопе ИЕОФОТ-30. Поверхность исследуемых образцов подвергалась механическому полированию, а затем травлению в травителях стандартного состава.

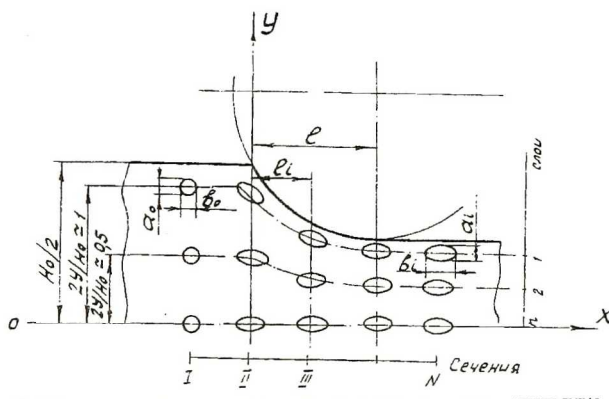


Рис. 2.1. Схема изменения геометрических параметров вставок в очаге деформации при процессах прокатки и раскатки

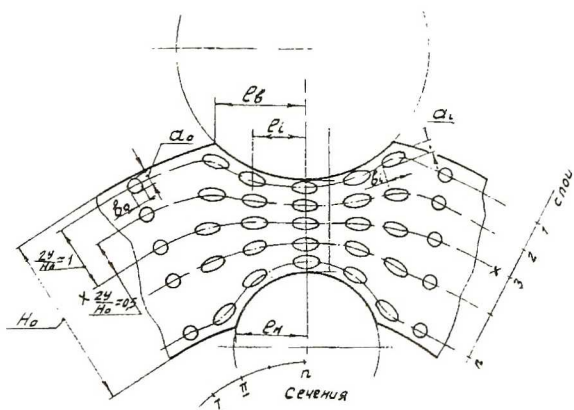


Рис. 2.2. Схема изменения геометрических параметров вставок в очаге деформации при осадке

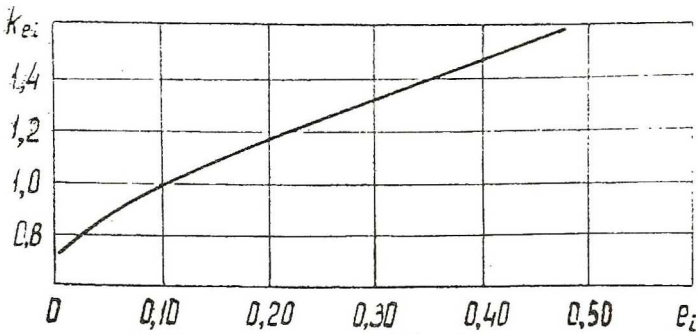


Рис. 2.3. Степенной коэффициент k_{ei} алюминиевого сплава АМг6 [116]

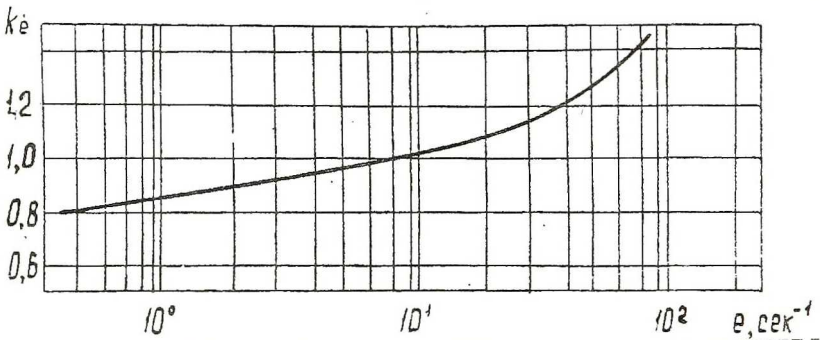


Рис. 2.4. Скоростной коэффициент k_e алюминиевого сплава АМг6 [116]

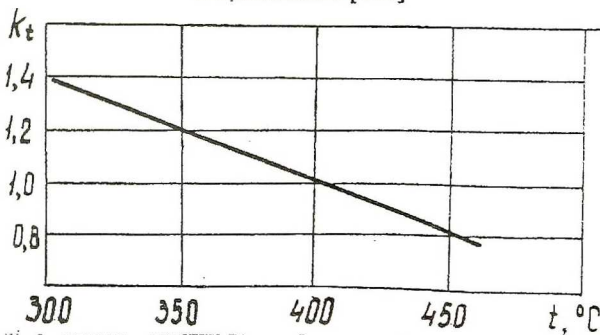


Рис. 2.5. Температурный коэффициент k_t алюминиевого сплава АМг6 [116]

При приготовлении шлифов обеспечивалось снятие поверхностного слоя, наклепанного при изготовлении.

При исследовании неоднородности деформации по структурным изменениям в очаге, кроме металлографического анализа, применялся метод исследования субструктуры. Субструктура изучалась на электронном микроскопе модели ЭВМ-100ЛМ методом прямого исследования. Использование метода прямого исследования позволило наблюдать состояние твердого раствора и фазового состава сплава ХН68МВТЮК-ВД, а также изменение плотности дислокаций.

Для определения плотности дислокаций использовался метод секущих, который позволяет замерять плотность дислокаций $\rho \geq 10^9 \text{ см}^{-2}$.

Он состоит в следующем. На электронно-микроскопическом снимке наносят сетку произвольно ориентированных линий суммарной длиной T . Подсчитывают число их пересечений с дислокациями q . Плотность дислокаций находится с использованием зависимости

$$\rho = \frac{q \mu^2}{t T}, \quad (2.4)$$

где t - толщина фольги;

μ - увеличение.

Размер частиц упрочняющей γ' - фазы в различных точках очага деформации исследовался на рентгеновской установке УРС-60, в камере РКУ и РКД на излучении $\text{CuK}\alpha$ с алюминиевым фильтром для отсеивания вторичного излучения; γ' - фаза изолировалась от основного твердого раствора методом анодного растворения.

В результате экспериментов по исследованию напряженно-деформированного состояния при прокатке, осадке и раскатке (рис. 2.6,

2.7. 2.8) с применением вышеприведенной методики установлен характер деформации, построены зависимости интенсивности деформаций и напряжений в очаге деформации при прокатке (рис. 2.9, 2.12), осадке (рис. 2.13, 2.16) и раскатке (рис. 2.17, 2.20). Используя распределение интенсивности деформаций и напряжений по длине очага деформации при прокатке (см. рис. 2.9, 2.11), можно видеть, что интенсивности деформации и напряжений возрастают от входа в валки до выхода металла из валков. Причем по всей длине очага деформации напряжения уменьшаются от поверхности к центральным слоям образца, что приводит к существенной высотной неоднородности (см. рис. 2.10, 2.12).

При осадке (см. рис. 2.13, 2.15) в приконтактных слоях наблюдается резкое снижение интенсивности деформации и напряжений вблизи вертикали, соединяющей центры валков (сечение 7), что объясняется наличием зон затрудненной деформации из-за значительных сил трения в месте контакта металла с инструментом. В центральных слоях интенсивности деформации и напряжений возрастают от входа металла в валки к средним сечениям 5-6, несколько снижаясь к сечению 7. В сечении 7 наблюдается значительное превышение интенсивности деформации и напряжений в центральных слоях по сравнению с периферийными (см. рис. 2.14, 2.16). По мере удаления от сечения 7 к 1 картина меняется на обратную — интенсивность деформации и напряжения в центральных слоях существенно меньше, чем в приконтактных.

При раскатке интенсивности деформации и напряжения, также как и при прокатке, возрастают от входа металла в валки к выходу (см. рис. 2.17, 2.19). Но в отличие от прокатки здесь величины интенсивности деформации и напряжений выше. Это говорит об увеличении активной зоны очага деформации за счет влияния процесса непрерывной осадки.

Высотное распределение интенсивности деформации напряжений (см. рис. 2.18, 2.20) имеет более однородную картину по сравнению с процессом прокатки.

Как видно из рис. 2.9...2.16 деформированное и напряженное состояние при прокатке и осадке имеет неоднородную картину, четко просматриваются зоны со значительными локальными напряжениями и зоны отставания. В рассматриваемом случае прокатки образца с высоким очагом деформации (см. рис. 2.9...2.12) при $V/h_{cp}=0,5...1,0$ наблюдается резкая неоднородность. В случае осадки (рис. 2.13...2.16) при $V/h_{cp}=1,0$ наблюдается типичная картина очага с наличием зон интенсивной и затрудненной деформации, характерных для случая осадки с трением по контактными поверхностям.

При соизмеренном процессе деформации (рис. 2.17...2.20) при $V/h_{cp}=1,0$ деформированное и напряженное состояние по высоте очага довольно однородно.



Рис. 2.6. Образец из сплава АМгб, прокатанный на стане кварто,
 $V/h_{cp}=1,0$, $\times 0,1$

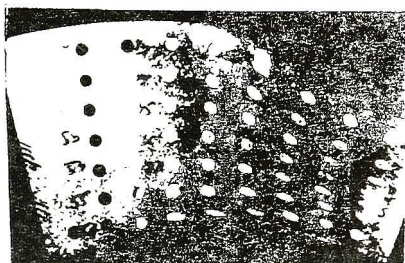


Рис. 2.7. Образец из сплава АМг6, осажденный на машине РМ1200,
 $l/h_{cp}=1,0, \times 1$

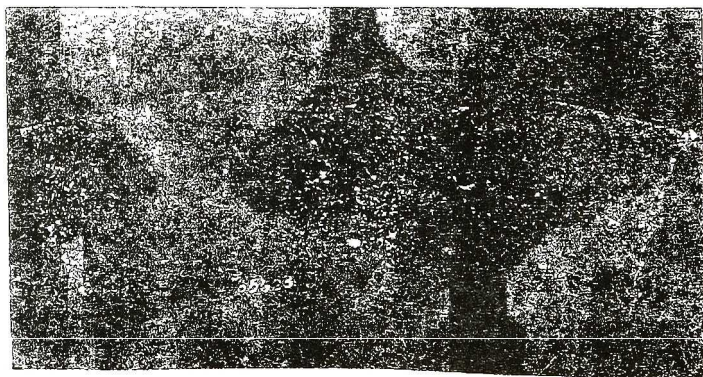


Рис. 2.8. Образец из сплава АМг6, раскатанный на машине РМ1200,
 $l/h_{cp}=1,0, \times 1$

При анализе вышеописанных результатов можно установить, что строение очагов деформации зависит от схемы объемного напряженно-деформированного состояния. Например, при прокатке явно выражены три зоны очага деформации: в приконтактных слоях - зона интенсивной деформации, далее по глубине очага располагается переходная зона деформации, затем - зона упругой пластической деформации.

При осадке наблюдается четыре зоны деформации. В месте начала вдавливания валков в заготовку по оси, соединяющей центры валков, четко просматриваются зоны затрудненной деформации, затем располагаются зоны интенсивной деформации. В начале процесса осадки имеют место зоны избирательной и упругопластической деформации.

При совмещенной деформации очаг имеет картину, напоминающую модель очага, наблюдаемого при прокатке, но зоны интенсивной деформации распространяются на более значительную глубину.

2.1.2. Изучение очага деформации процесса раскатки колец металлографическим методом

С целью получения более полной картины деформации в очаге характер течения металла изучался по изменению макроструктуры и микроструктуры.

На рис. 2.21..2.23 приведена макроструктура темплетов, полученных при прокатке, осадке и раскатке.

При прокатке помимо зон, описанных при анализе напряженно-деформированного состояния, просматривается еще одна зона 1

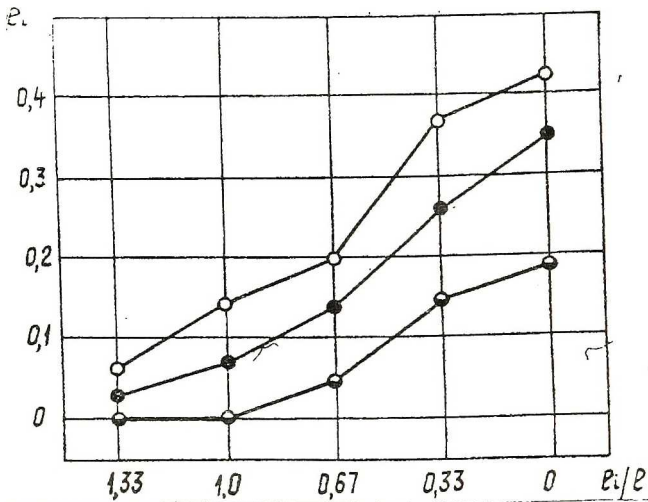


Рис. 2.9. Распределение интенсивности деформации по длине очага деформации при прокатке прямоугольного образца из сплава АМгб:

- слой 1;
- слой 2;
- ◐—◐ слой 3

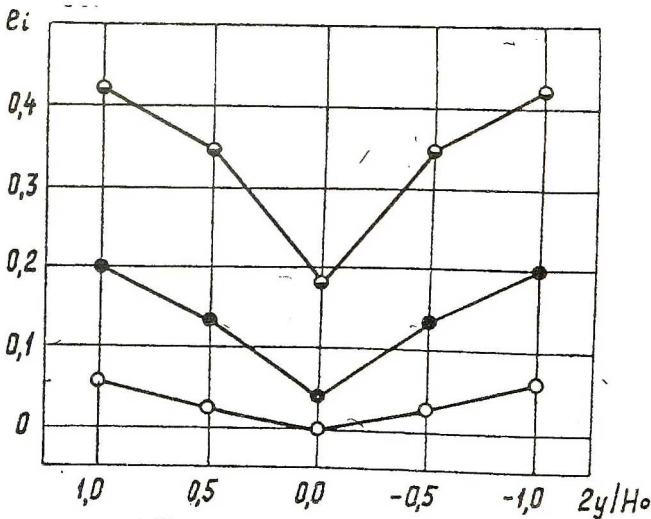


Рис. 2.10. Распределение интенсивности деформации по высоте очага деформации при прокатке прямолинейного образца из сплава АМгб:

- сечение 1;
- сечение 3;
- ◐—◐ сечение 5

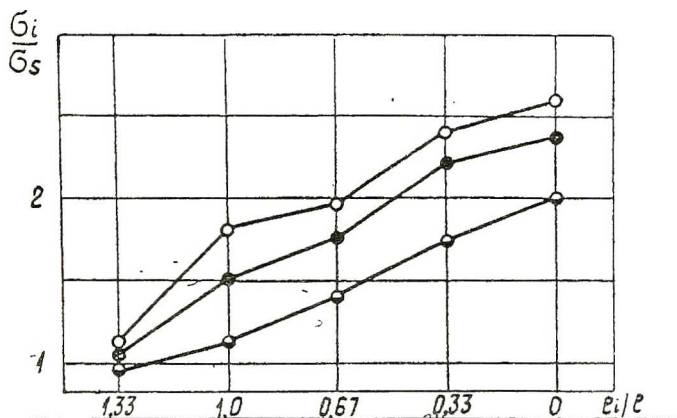


Рис. 2.11. Распределение напряжений по длине очага деформации при прокатке прямоугольного образца из сплава АМгб:

- слой 1;
- слой 2;
- ◐—◐ слой 3

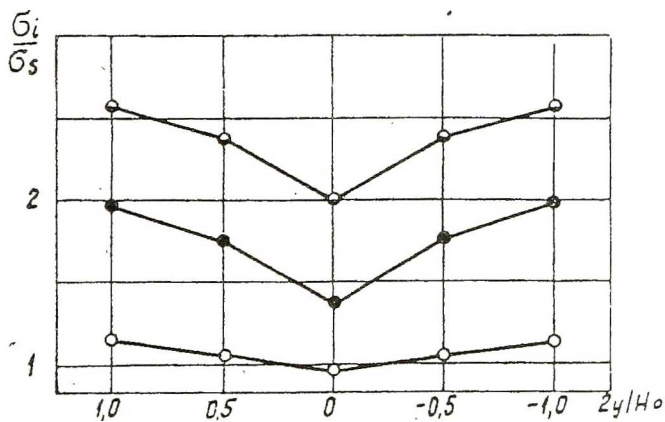


Рис. 2.12. Распределение напряжений по высоте очага деформации при прокатке прямолинейного образца из сплава АМгб:

- сечение 1;
- сечение 3;
- ◐—◐ сечение 5

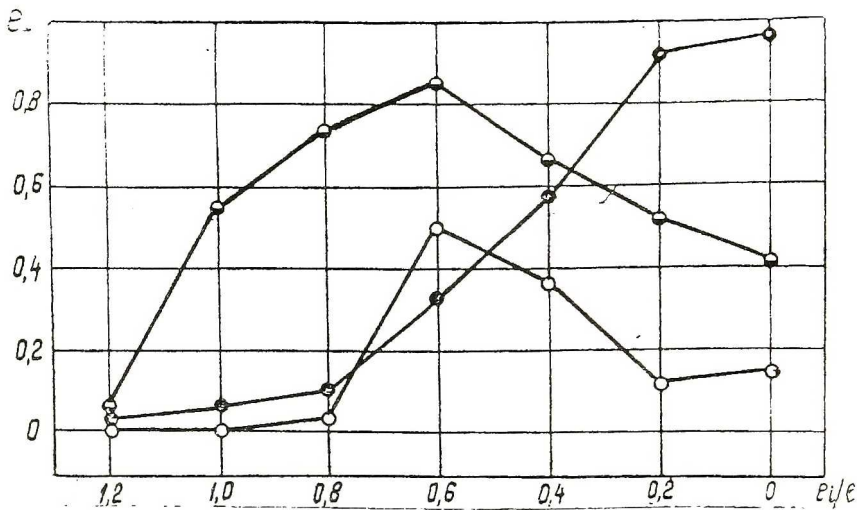


Рис. 2.13. Распределение интенсивности деформации по длине очага деформации при осадке кольцевого образца из сплава АМг6:

- слой 1;
- слой 4;
- слой 7

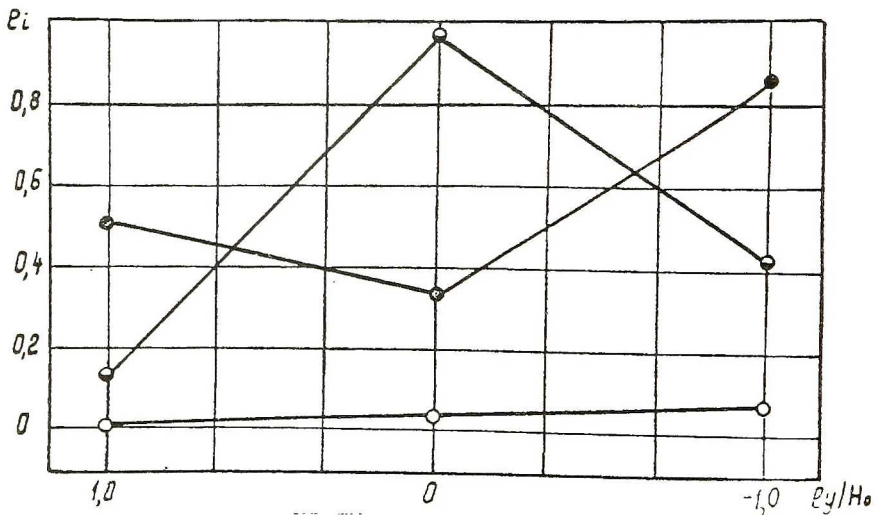


Рис. 2.14. Распределение интенсивности деформации по высоте очага деформации при осадке кольцевого образца из сплава АМг6:

- сечение 1;
- сечение 4;
- сечение 7

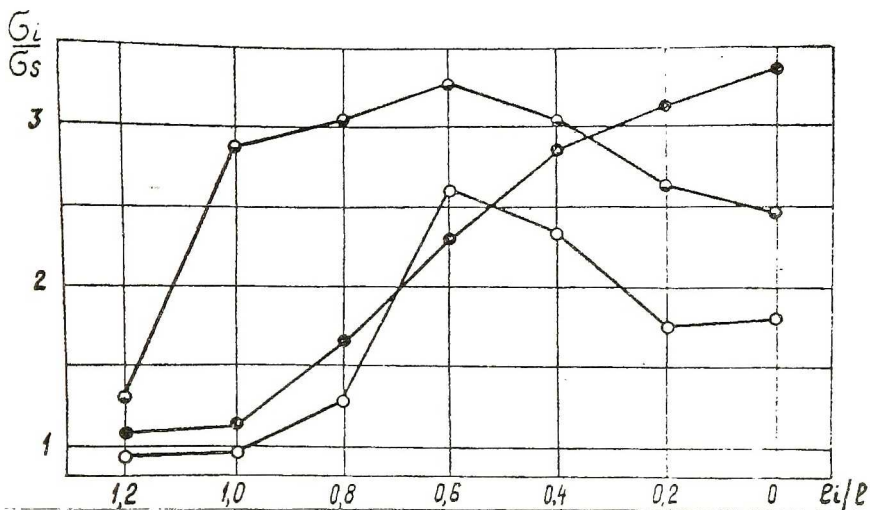


Рис. 2.15. Распределение напряжений по длине очага деформации при осадке кольцевого образца из сплава АМгб:

- слой 1;
- слой 4;
- слой 7

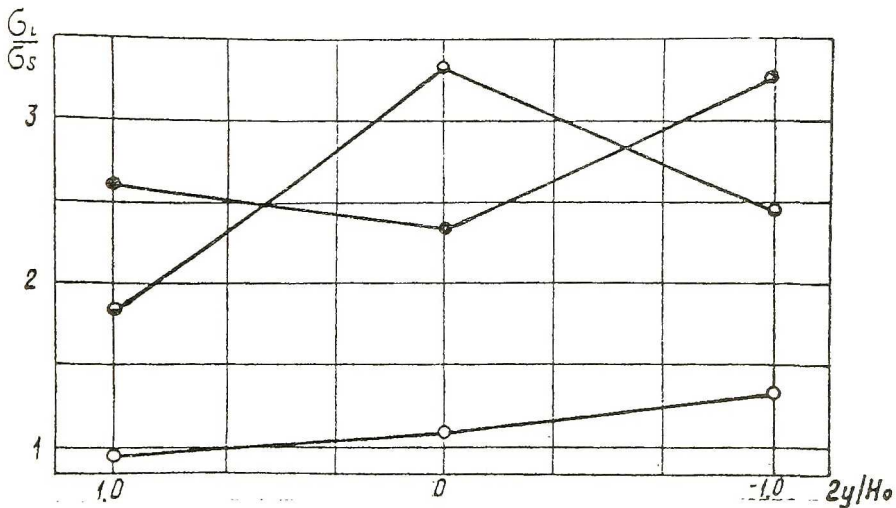


Рис. 2.16. Распределение напряжений по высоте очага деформации при осадке кольцевого образца из сплава АМгб:

- сечение 1;
- сечение 4;
- сечение 7

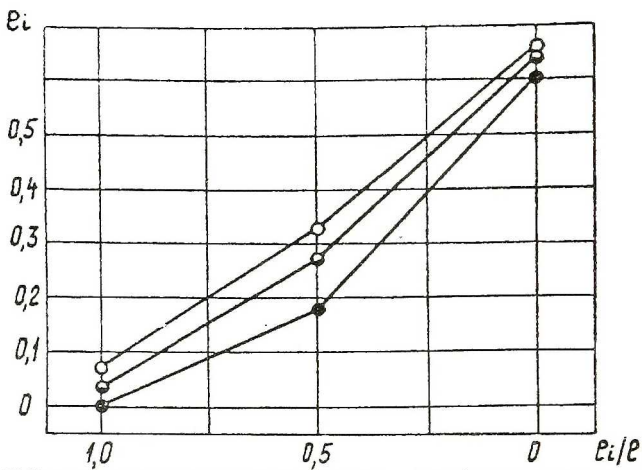


Рис. 2.17. Распределение интенсивности деформации по длине очага деформации при раскатке кольцевого образца из сплава АМгб:

- слой 1;
- слой 3;
- слой 5

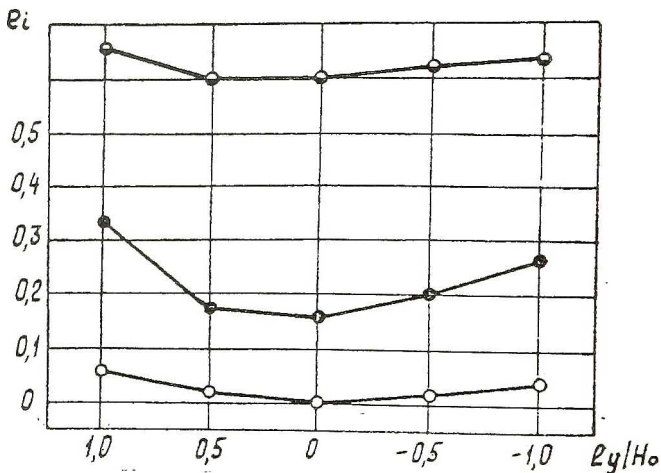


Рис. 2.18. Распределение интенсивности деформации по высоте очага деформации при раскатке кольцевого образца из сплава АМгб:

- сечение 1;
- сечение 2;
- сечение 3

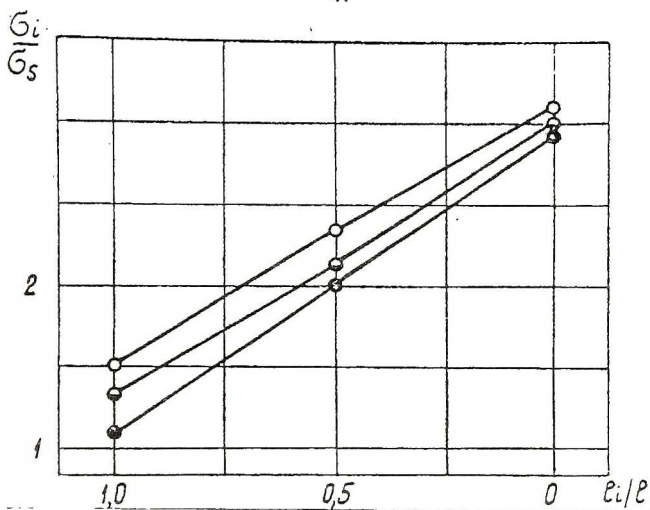


Рис. 2.19. Распределение напряжений по длине очага деформации при раскатке кольцевого образца из сплава АМг6:

- слой 1;
- слой 3;
- ◐—◐ слой 5

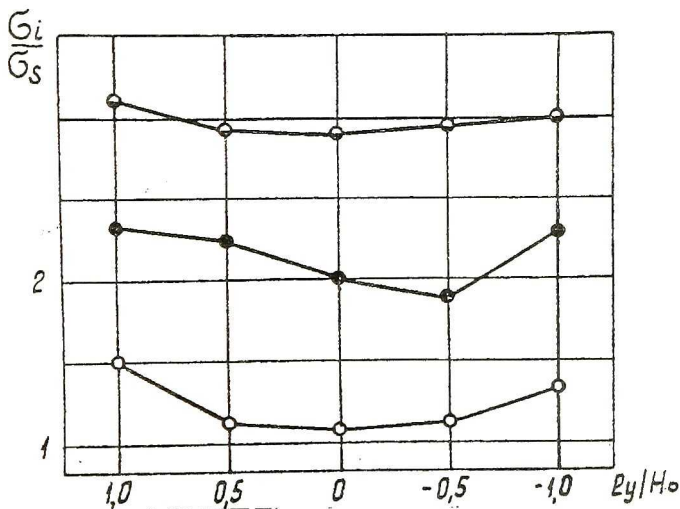


Рис. 2.20. Распределение напряжений по высоте очага деформации при раскатке кольцевого образца из сплава АМг6:

- сечение 1;
- сечение 2;
- ◐—◐ сечение 3

толщиной 1...2 мм, прилегающая к валкам, имеющая мелкое наклепанное зерно. Образование этой зоны объясняется захлаживанием металла в зоне контакта с валками. В результате понижения температуры в зоне 1 напряжение, необходимое для прохождения пластической деформации, резко увеличивается и зона интенсивной пластической деформации перемещается на более значительную глубину. Зоны интенсивной пластической деформации (зоны 2) обладают однородной мелкозернистой структурой. Далее по глубине располагаются зоны 3 с неоднородной структурой, имеющие зерна аналогичные зонам 2 и зерна с исходной крупнозернистой структурой - это зоны избирательной деформации. Затем наблюдается зона малопластической деформации с крупным нефрагментированным зерном.

Следует также отметить существенную неоднородность структуры и по длине очага. Очаг деформации в зависимости от изменения структуры можно разделить по длине на три зоны. Каждая структурная зона определяется величиной деформации. В первой зоне, где зерно еще не отличается от исходного, протекает докритическая деформация. Далее, во второй зоне, где зерно крупное, имеет место критическая деформация. Третья зона, расположенная в зоне максимальных напряжений, характеризуется мелким зерном - это результат действия закритической деформации. Согласно данным физического изменения структуры на входе полосы в валки низкий очаг деформации может иметь форму параболы, направленной глубоко в центр очага по направлению прокатки (рис. 2.24). Такая же форма наблюдается при разовой степени деформации $\epsilon \geq 40\%$ или суммарной $\epsilon \geq 50\%$. При небольших разовых обжатиях силовое поле очага имеет форму двух сопряженных гипербол. В центре находится зона упругопластической деформации, которая сохраняется по всей длине полосы после выхода из валков.

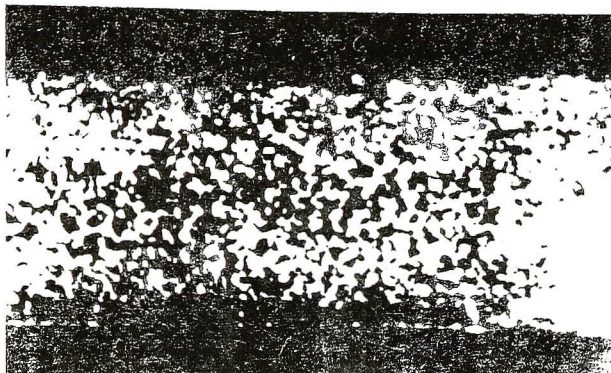


Рис. 2.21 Макроструктура темплета, полученного прокаткой, сплав ХН68МВТЮК-ВД, $\times 1$

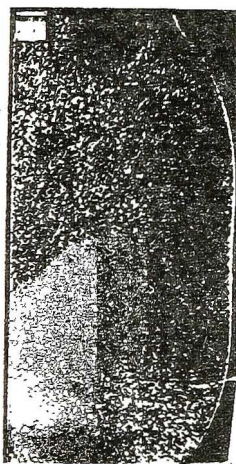


Рис. 2.22 Макроструктура темплета, полученного осадкой, сплав ХН68МВТЮК-ВД, $\times 0,5$

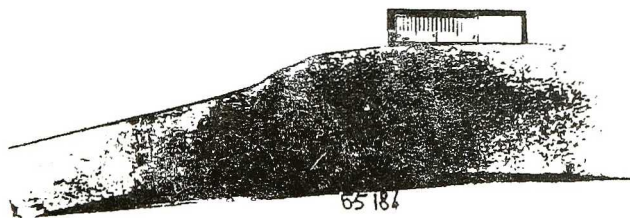


Рис. 2.23. Макроструктура темплета, полученного раскаткой, сплав ХН68МВТЮК-ВД, $\times 1$

Структура темплета, полученного при осадке (см. рис. 2.22), показывает наличие зон затрудненной деформации в поверхностных слоях, сходящих к нулю вблизи выхода металла из валков, т.е. зоны затрудненной деформации типичны для осадки с трением на контактных поверхностях инструмента. Данная зона 1 имеет крупное зерно. Затем наблюдается зона 2 интенсивной деформации с мелким однородным зерном, далее идут зоны избирательной пластической и упругопластической деформации.

При рассмотрении структуры темплета, полученного совмещенной деформацией (см. рис. 2.23), можно наблюдать зоны, аналогичные процессу прокатки, но следует отметить, что зоны с однородным мелким зерном распространяются на значительно большую глубину.

Основываясь на вышеприведенных исследованиях и рассуждениях, можно схематически представить модели физического очага деформации для всех трех рассматриваемых процессов. На рис. 2.25 приведена модель физического строения высокого очага деформации при прокатке. Зоны 1 - это зоны холодной деформации, имеющие мелкое наклепанное зерно, напряженное и деформированное состояние - двухосное сжатие с тангенциальной составляющей растяжения.

Зоны 2 - зоны активной деформации с интенсивной фрагментацией зерна, напряженное состояние - всестороннее сжатие, деформированное состояние - двухосное, в плоскости прокатки, растяжение с вертикальной составляющей сжатия.

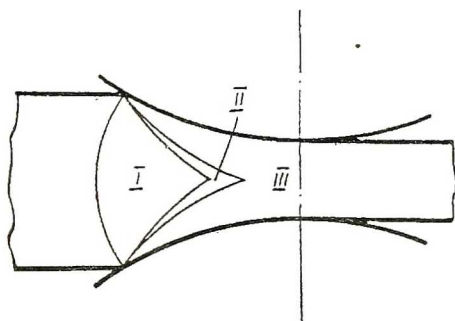


Рис. 2.24. Модель низкого очага деформации при прокатке с суммарной деформацией $\epsilon \geq 50\%$:

- 1 - зона докритической деформации;
- 2 - зона критической деформации;
- 3 - зона закритической деформации

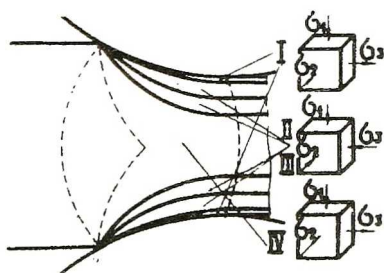


Рис. 2.25. Модель напряженно-деформированного состояния очага деформации при прокатке. Высокий очаг

Зоны 3 — зоны избирательной деформации, структура разнородная, напряженно-деформированное состояние качественно приближается к картине зон 2.

Зона 4 — зона упругой и малопластической деформации без существенного изменения формы зерна. Картина напряженно-деформированного состояния аналогична зонам 1.

При высоком очаге процесс деформации в верхних слоях осуществляется сдвигом в основном по телу зерна и частично по границам за счет перемещения большого количества дислокаций. Металл при этом упрочняется.

Во вторых слоях в основном протекает горячая деформация. В этом случае пластическая деформация протекает сдвиговым и диффузионным механизмом. Возможна деформация двойникованием. При горячей пластической деформации искажения этих слоев, создаваемые в кристаллической решетке движениями дислокаций, частично снимаются. Это объясняется наличием процессов возврата, рекристаллизации обработки и собирательной рекристаллизации. При этом процесс деформации протекает локально, часть дислокаций аннигилирует.

Третьи слои металла подвергаются избирательной деформации, отдельные зерна, атомные плоскости которых благоприятно расположены к деформирующей силе, подвергаются сдвиговой деформации [117]. При разгрузке такой системы часть кристаллитов, в которых напряжения были максимальны, остаются не полностью разгруженными, несмотря на удаление внешней нагрузки.

Вследствие затухания силовых воздействий от валков в средней части зеренная структура подвергается упругопластической деформации, зерна до определенной степени не меняются, но вследствие деформации верхних слоев может вытягиваться средняя часть. Для этого необходимо,

чтобы объем деформированных верхних слоев был или равен, или больше объема центрального слоя. Тогда деформирующие силы в верхних слоях достигнут такой величины, при которой будут деформироваться в продольном направлении и средние слои. При этой схеме деформация в средних слоях проходит межкристаллическая и частично сдвиговая, или транскристаллическая.

На рис. 2.26 приведена модель очага деформации при осадке. По характеру напряженно-деформированного состояния зоны 1, 2, 3 идентичны зонам процесса прокатки, соответственно 1, 2, 4.

На рис. 2.27 показана модель физического строения очага деформации при раскатке. Здесь мы имеем картину, аналогичную процессу прокатки, но с меньшей неоднородностью деформаций. Это объясняется наложением на напряженное состояние прокатки процесса осадки. Резко повышается сдвиговая деформация за счет увеличения касательных напряжений.

Основываясь на вышеприведенных рассуждениях, можно утверждать, что при совмещенном процессе деформации (раскатка) как высотная, так и продольная неоднородность очага значительно уменьшается.

При раскатке колец с низким очагом деформации зерно интенсивно измельчается, металл уплотняется, параметры границ уменьшаются, межатомные связи растут. Это приводит к повышению свойств металла.

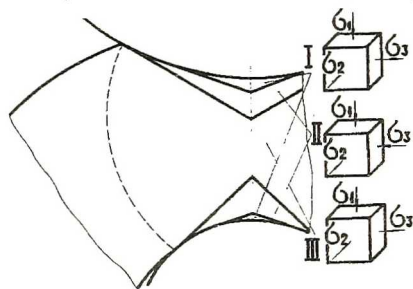


Рис. 2.26. Модель напряженно-деформированного состояния очага деформации при осадке. Высокий очаг

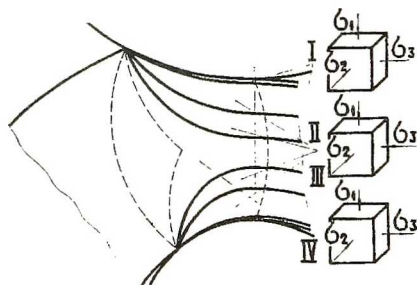


Рис. 2.27. Модель напряженно-деформированного очага деформации при раскатке. Высокий очаг

2.1.3. Исследование субструктурного состояния очага деформации процесса раскатки колец

Состояние субструктуры распределение интерметаллидных, карбидных и других частиц, их величина и плотность дислокации решающим образом влияют на эксплуатационные характеристики колец ГТД.

Проведем сравнительный анализ субструктурного состояния металла колец, раскатанных старым методом с высоким очагом деформации и новым методом с низким очагом деформации.

Структура исследовалась на кольцевых образцах и сплавах ХН68МВТЮК-ВД по длине и высоте очага деформации в девяти зонах (рис. 2.28).

Проведенные рентгеноструктурные и электронно-микроскопические исследования колец с высоким очагом, подвергнутых деформации 60% при температуре в конце раската 900°C, позволили получить сведения о структуре сплава. Одним из результатов данных исследований является обнаружение распада твердого раствора в процессе горячей деформации и образование метастабильной γ' - фазы, когерентно связанной с матрицей. Об этом свидетельствует деформационный контраст, наблюдавшийся на электронно-микроскопических снимках. В сечениях, соответствующих зонам 1, 2, 5, 6, деформация была равной 5...10%, частицы γ' - фазы круглой формы и неравномерно расположены в матрице.

Изолированная от основного твердого раствора γ' - фаза была исследована рентгенографически. Оказалось, что после деформации 5...10% ее размер составляет $D=260 \text{ \AA}$. После увеличения обжатия до 21 и 58% частицы γ' - фазы становятся мельче ($D=170 \text{ \AA}$).

Количество выделившейся фазы при высоких степенях деформации несколько больше, что качественно наблюдалось при проведении электролитического растворения образцов. Это можно объяснить повышением плотности несовершенств кристаллической решетки сплава, способствующих увеличению центров выделяющейся фазы. Данные предположения подтверждаются электронно-микроскопически: невысокая при данной обработке плотность дислокаций с повышением обжатия увеличивается.

Исследования величины γ' - фазы в зонах 5, 6, 7, 8, 9 показывают, что γ' - фаза не уменьшается, она имеет величину $D=250...260 \text{ \AA}$. Это показывает, что даже при суммарной деформации равной 50...60% в кольце с высоким очагом γ' - фаза почти не изменилась и, естественно, это не могло не сказаться на равномерности распределения γ' - фазы и однородности механических свойств сплава.

Исследование низкого очага деформации при таком же обжатии, 50...60%, показывает, что γ' фаза равномерно распределяется в структуре матрицы.

На недокате с обжатиями 50...60% в зонах 1, 2, 5, 6 размеры частиц γ' фазы не меняются ($D=250...260 \text{ \AA}$), а в точках 3, 4, 7, 8 она имеет меньшую величину порядка $180...200 \text{ \AA}$, в зоне 9 $100...120 \text{ \AA}$. Все это указывает на то, что процесс деформации при низком очаге протекает интенсивнее, карбиды Cr_{23}C_6 становятся мельче (1...2 мкм), в то время как в высоком очаге они более крупные (5...7 мкм). Макрозерно, блоки во втором случае, становятся мельче (рис. 2.29, 2.32, 2.33...2.36).

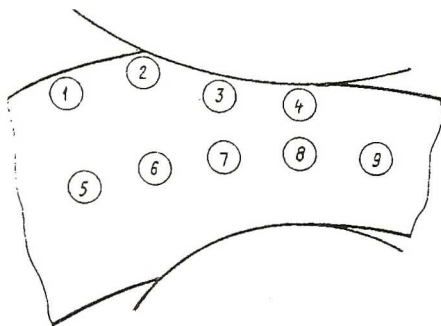


Рис. 2.28. Схема зон исследования очага деформации при раскатке

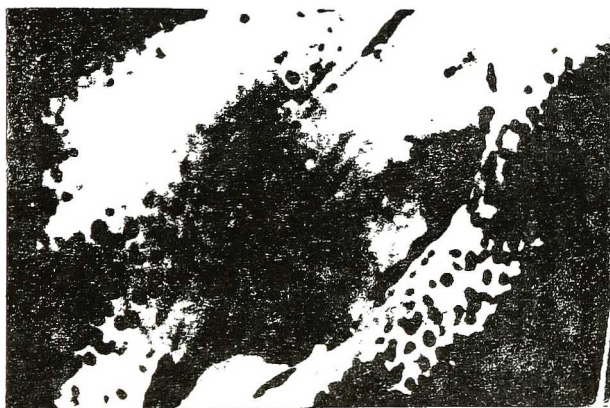


Рис. 2.29. Структура в зоне 1 (рис. 2.28) при раскатке с высоким очагом деформации, сплав ХН68ВМТЮК-ВД, х 22500

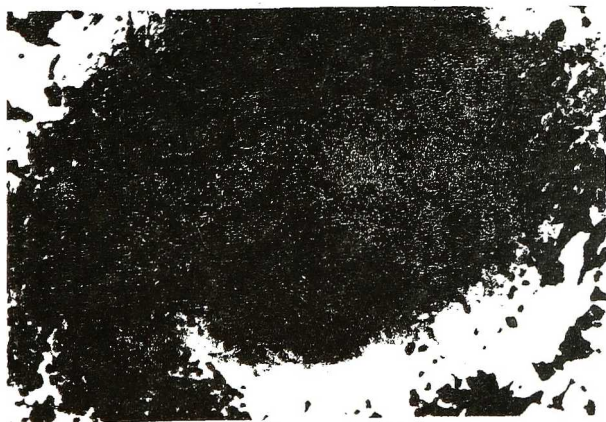


Рис. 2.30. Структура в зоне 5 (рис. 2.28) при раскатке с высоким очагом деформации, сплав ХН68ВМТЮК-ВД, х 22500



Рис. 2.31. Структура в зоне 4 (рис. 2.28) при раскатке с высоким очагом деформации, сплав ХН68ВМТЮК-ВД, х 22500



Рис. 2.32. Структура в зоне 8 (рис. 2.28) при раскатке с высоким очагом деформации, сплав ХН68ВМТЮК-ВД, х 22500



Рис. 2.33. Структура в зоне 1 (рис. 2.28) при раскатке с низким очагом деформации, сплав ХН68ВМТЮК-ВД, х 22500

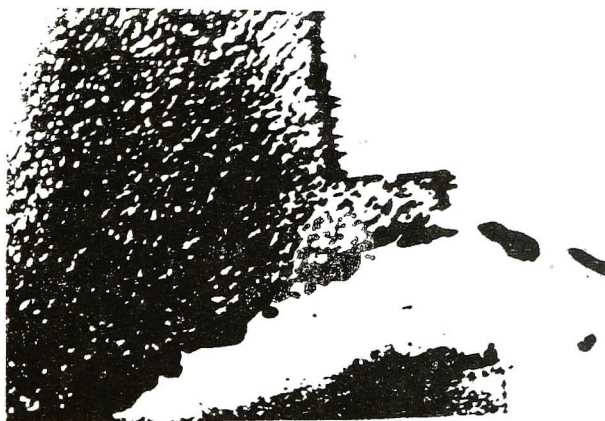


Рис. 2.34. Структура в зоне 5 (рис. 2.28) при раскатке с низким очагом деформации, сплав ХН68ВМТЮК-ВД, х 22500



Рис. 2.35. Структура в зоне 4 (рис. 2.28) при раскатке с низким очагом деформации, сплав ХН68ВМТЮК-ВД, х 22500



Рис. 2.36. Структура в зоне 8 (рис. 2.28) при раскатке с низким очагом деформации, сплав ХН68ВМТЮК-ВД, х 22500

Как видно из рис. 2.37 существует две возможности повышения прочности металла: 1) создание бездефектной структуры; 2) повышение плотности дефектов. Создать бездефектный металл на сегодняшний день практически невозможно. Реально возможен только второй путь.

Известно, что в результате действия деформационного механизма за счет интенсивного перемещения дислокаций макро- и микрочерно измельчается, а упрочняющие фазы становятся мелкодисперсными. Вследствие этого плотность дислокаций значительно повышается, блочная структура становится мелкой, толщина границ зерен уменьшается, возрастают атомные связи. Это приводит к одновременному повышению прочностных и пластических характеристик металла. Оптимальной плотностью дислокаций для сплавов с гетерогенной структурой является $10^{10} \dots 10^{12} \text{ см}^{-2}$ [117].

Исследование плотности дислокаций при раскатке колец из сплава ХН68ВМТЮК-ВД при высоком и низком очагах деформации показали оптимальное состояние дислокационной структуры низкого очага (см. рис. 2.37).

Учитывая вышесказанное, а также результаты исследования, изложенные в данном разделе, можно утверждать, что сопротивление деформации при низком очаге деформации возрастает.

2.2. Теоретический анализ напряженного состояния в очаге деформации при раскатке колец авиационных двигателей с учетом теории ортотропных сред

Современные аналитические исследования напряженного состояния, как правило, осуществляются с использованием законов пластической механики изотропных твердых тел без учета структурной неоднородности, дефектности металла и реальных условий обра-

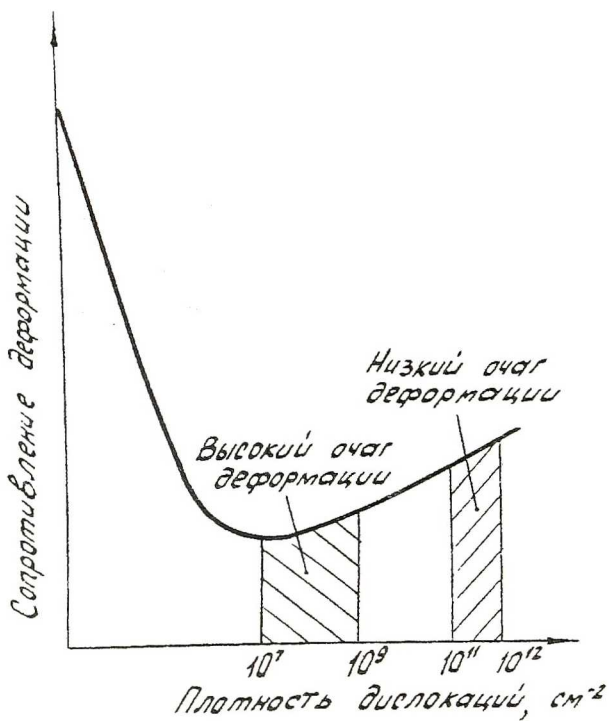


Рис. 2.37. Схема зависимости сопротивления деформации от плотности дислокаций при раскатке колец из сплава ХН68ВМТЮК-ВД

ботки давлением. Так, например, теория напряженного состояния, разработанная А.И.Целиковым, рассматривает условия формоизменения только изотропного тела. Эта теория, как отмечают А.И.Целиков и А.Д.Томленов [79,118], не обеспечивает решения задач по прокатке тел с высоким очагом деформации, т.е. не учитывает высотную неоднородность напряженно-деформированного состояния в очаге деформации.

В работах В.С.Смирнова, А.П.Чекмарева [110, 114] предложены методы расчета напряженного состояния в очаге деформации при прокатке и осадке как низких, так и высоких полос с учетом неоднородности протекания деформации, которые, по мнению авторов данной работы, достаточно полно отображают реальную картину процессов прокатки и осадки.

Расчет и проектирование технологических процессов, в предположении шаровой изотропии деформируемого тела, дает достаточно полное представление о механике формоизменения, но недостаточно полно отражает физику пластического течения при реально существующей анизотропии кольцевых профилей, что снижает точность расчетов.

Теория пластичности анизотропных сред позволит повысить точность расчетов напряженного состояния очага деформации при раскатке колец и создать условия для управления процессом формоизменения, их механических свойств и анизотропии.

2.2.1. Напряженное состояние в очаге деформации при раскатке колец авиационных двигателей

Используя предложенный В.С.Смирновым математический аппарат с учетом теоретических положений, учитывающих анизотропию деформации, разработанных Ю.М.Арышенским, выведем зависимость для определения картины напряженного состояния при совмещенном процессе прокатки с наложением осадки, т.е. для процесса раскатки (рис. 2.38).

Рассмотрим плоскую задачу теории пластичности в цилиндрических координатах. Примем допущение малого отличия направлений главных осей от направления произвольно выбранных осей координат.

Запишем уравнения статического равновесия:

$$\begin{aligned} \partial \sigma_{\rho} + \frac{1}{\rho} \cdot \frac{\partial \tau_{\rho\theta}}{\partial \theta} + \frac{\sigma_{\rho} - \sigma_{\theta}}{\rho} &= 0; \\ \frac{1}{\rho} \cdot \frac{\partial \sigma_{\theta}}{\partial \theta} + \frac{\partial \tau_{\rho\theta}}{\partial \rho} + \frac{2\tau_{\rho\theta}}{\rho} &= 0. \end{aligned} \quad (2.5)$$

Уравнение пластичности для ортотропного тела запишем в виде

$$\left(\frac{\sigma_{\theta} - \sigma_{\rho}}{2K} \right)^2 + \tau_{\rho\theta}^2 = \tau_s^2, \quad (2.6)$$

где σ_{θ} , σ_{ρ} , $\tau_{\rho\theta}$ - поперечное, продольное и касательное напряжения; ρ текущий радиус; θ текущий угол; K коэффициент, учитывающий анизотропию, $K = \frac{1}{2} \sqrt{\frac{1 + \mu_2}{(1 - \mu_2)(1 - \mu_{12}\mu_{21})}}$, где μ_2 - показатель анизотропии под углом 45° к оси 2; μ_{12}, μ_{21} - показатели анизотропии при сжатии по оси 1 и 2, и растяжении по оси 2 и 1, соответственно; τ_s предел текучести материала на сдвиг в главных плоскостях симметрии материала,

$$\tau_s = \sigma_{s1} \sqrt{\frac{1 - \mu_2}{1 + \mu_2}},$$

где σ_{s1} - напряжение текучести при деформации в направлении 1.

При наличии деформационного упрочнения необходимо совместно интегрировать два дифференциальных уравнения равновесия с учетом уравнения, выражающего закон связи между обобщенным напряжением и деформацией. Если для случая прокатки принять условие пластичности в виде

$$\sigma_\rho - \sigma_\theta = 2K \tau_s \left(\frac{r}{\rho} \right)^n,$$

где n - коэффициент, характеризующий упрочнение, то исходная система уравнений будет иметь вид

$$\begin{aligned} \frac{\partial \sigma_\rho}{\partial \rho} + \frac{1}{\rho} \cdot \frac{\partial \tau_{\rho\theta}}{\partial \theta} + \frac{\sigma_\rho - \sigma_\theta}{\rho} &= 0; \\ \frac{1}{\rho} \cdot \frac{\partial \sigma_\theta}{\partial \theta} + \frac{\partial \tau_{\rho\theta}}{\partial \rho} + \frac{2\tau_{\rho\theta}}{\rho} &= 0; \end{aligned} \quad (2.7)$$

$$\sigma_\rho - \sigma_\theta = 2K \tau_s \left(\frac{r}{\rho} \right)^n$$

Для оценки напряженного состояния в объеме, ограниченном поверхностями контакта с валками, контактные напряжения при прокатке определим на участках скольжения с использованием следующей системы уравнений:

$$\begin{cases} \frac{d\sigma_\rho}{d\rho} + \frac{\sigma_\rho - \sigma_\theta}{\rho} + \frac{2\tau_{\rho\theta}}{\alpha\rho} = 0; \\ \sigma_\rho - \sigma_\theta = 2K \tau_s \left(\frac{r_0}{\rho} \right)^n; \\ \tau_{\rho\theta} = \pm \mu \sigma_\theta. \end{cases} \quad (2.8)$$

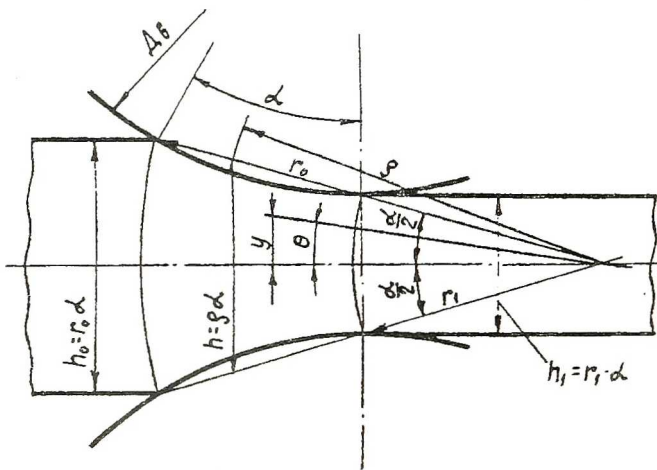


Рис. 2.38. Схема к расчету напряжений при прокатке, осадке и раскатке

В результате преобразований для зоны отставания получим

$$\left\{ \begin{aligned} \frac{\tau_{\rho\theta}}{K_3} &= -\frac{\mu}{\delta - n} \left[(\delta - 1) \left(\frac{r_0}{\rho} \right)^\delta + (1 - n) \left(\frac{r_0}{\rho} \right)^n 2K\tau_s \right] \varphi_1; \\ \frac{\sigma_\theta}{K_3} &= -\left\{ \frac{1}{\delta - n} \left[(\delta - 1) \left(\frac{r_0}{\rho} \right)^\delta + 2K\tau_s (1 - n) \left(\frac{r_0}{\rho} \right)^n \right] + 2K\tau_s \left(\frac{1}{n} - 1 \right) \left(\frac{r_0}{\rho} \right)^n \right\} \varphi_2 + 2K\tau_s \left(\frac{1}{n} - 1 \right) \left(\frac{r_0}{\rho} \right)^n; \\ \frac{\sigma_\rho}{K_3} &= \frac{\sigma_\theta}{K_3} + \left(\frac{r_0}{\rho} \right)^n 2K\tau_s, \end{aligned} \right. \quad (2.9)$$

где K_3 - коэффициент, $K_3 = n_3 K_\sigma$, n_3 коэффициент влияния внешних зон, K_σ - коэффициент сопротивления деформации, $K_\sigma = \frac{2}{\sqrt{3}} \sigma_s$; φ_1 и

φ_2 - функции, характеризующие местоположение исследуемых точек в очаге деформации.

Для зоны опережения, выполнив аналогичные расчеты, можно определить напряжения

$$\left\{ \begin{aligned} \frac{\tau_{\rho\theta}}{K_3} &= -\frac{\mu}{\delta + n} \left[(\delta + 1) \left(\frac{\rho}{r_1} \right)^\delta \left(\frac{r_0}{r_1} \right)^n - (1 - n) \left(\frac{r_0}{\rho} \right)^n 2K\tau_s \right] \varphi_1; \\ \frac{\sigma_\theta}{K_3} &= -\left\{ \frac{1}{\delta + n} \left[(\delta + 1) \left(\frac{\rho}{r_1} \right)^\delta \left(\frac{r_0}{r_1} \right)^n - (1 - n) \left(\frac{r_0}{\rho} \right)^n 2K\tau_s \right] + \left(\frac{1}{n} - 1 \right) \left(\frac{r_0}{\rho} \right)^n 2K\tau_s \right\} \varphi_2 + \left(\frac{1}{n} - 1 \right) \left(\frac{r_0}{\rho} \right)^n 2K\tau_s; \\ \frac{\sigma_\rho}{K_3} &= \frac{\sigma_\theta}{K_3} + \left(\frac{r_0}{\rho} \right)^n 2K\tau_s. \end{aligned} \right. \quad (2.10)$$

Для процесса осадки между валками будем иметь

$$\frac{\sigma_\rho}{\sigma_u} = \frac{\sigma_\theta}{\sigma_u} = -\frac{1}{2\mu} \left[1 + \frac{2\mu}{r_0 \sin \alpha} (r_0 \cos \alpha - \rho \cos \theta) \right] \varphi_3, \quad (2.11)$$

где φ_3 - функция, по физическому смыслу аналогичная функциям φ_1 и φ_2

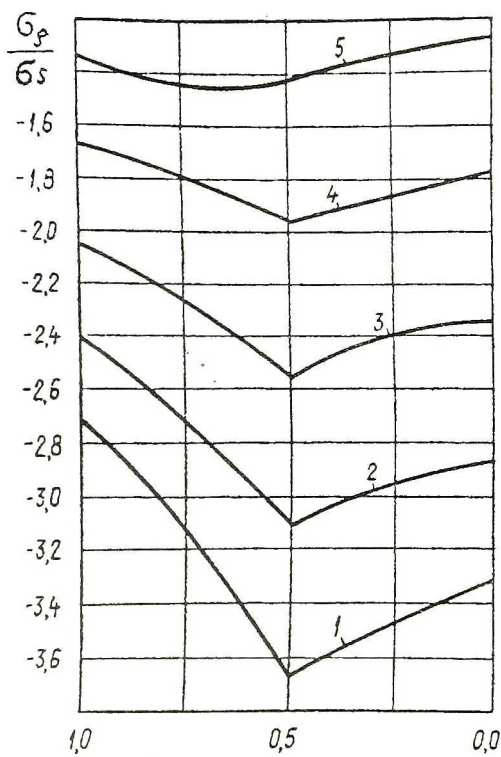


Рис. 2.39. Изменение напряжений по длине очага деформации при раскатке

Так как силовое поле процесса осадки накладывается на силовое поле прокатки при совмещенном процессе деформации, то на основании уравнений (2.9), (2.10), (2.11) для раскатки кольцевых профилей будем иметь для зоны отставания

$$\left\{ \begin{aligned} \frac{\sigma_{\theta}}{\sigma_s} &= -\frac{\sqrt{3}}{2} n_3 \left\{ \frac{1}{\delta-n} \left[(\delta-1) \left(\frac{r_0}{\rho} \right)^{\delta} + 2K\tau_s (1-n) \left(\frac{r_0}{\rho} \right)^n \right] + 2K\tau_s \left(\frac{1}{n} - 1 \right) \left(\frac{r_0}{\rho} \right)^n \right\} \varphi_2 + \\ &+ \sqrt{3} n_3 K\tau_s \left(\frac{1}{n} - 1 \right) \left(\frac{r_0}{\rho} \right)^n - \frac{n_3}{2\mu} \left[1 + \frac{2\mu}{r_0 \sin \alpha} (r_0 \cos \alpha - \rho \cos \theta) \right] \varphi_3; \\ \frac{\sigma_{\rho}}{\sigma_s} &= \frac{\sigma_{\theta}}{\sigma_s} + \left(\frac{r_0}{\rho} \right)^n 2K\tau_s. \end{aligned} \right. \quad (2.12)$$

Для зоны опережения

$$\left\{ \begin{aligned} \frac{\sigma_{\theta}}{\sigma_s} &= -\frac{\sqrt{3}}{2} n_3 \left\{ \frac{1}{\delta+n} \left[(\delta+1) \left(\frac{\rho}{r_1} \right)^{\delta} \left(\frac{r_0}{r_1} \right)^n - (1-n) \left(\frac{r_0}{\rho} \right)^n 2K\tau_s \right] + \left(\frac{1}{n} - 1 \right) \left(\frac{r_0}{\rho} \right)^n 2K\tau_s \right\} \varphi_2 + \\ &+ \sqrt{3} n_3 \left(\frac{1}{n} - 1 \right) \left(\frac{r_0}{\rho} \right)^n 2K\tau_s - \frac{n_3}{2\mu} \left[1 - \frac{2\mu}{r_0 \sin \alpha} (r_0 \cos \alpha - \rho \cos \theta) \right] \varphi_3; \\ \frac{\sigma_{\rho}}{\sigma_s} &= \frac{\sigma_{\theta}}{\sigma_s} + \left(\frac{r_0}{\rho} \right)^n 2K\tau_s, \end{aligned} \right. \quad (2.13)$$

С использованием формул (2.12) и (2.13) на рис. 2.39 построена диаграмма, характеризующая изменение напряжений по высоте очага для частного случая раскатки.

Сравнение этой диаграммы с ранее полученными экспериментальными результатами [144] позволяет утверждать, что выведенные формулы отражают напряженное состояние в очаге деформации при процессе раскатки.

3. ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ КОЛЬЦЕВЫХ ЗАГОТОВОК АВИАЦИОННЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ

Определяющими технологическими параметрами формоизменяющих процессов при производстве кольцевых заготовок авиационных двигателей являются:

- деформационные режимы, обеспечивающие однородность структуры и высокие механические свойства по высоте и ширине профиля;
- геометрические факторы очага деформации, влияющие на неоднородность металла;
- кинематические условия процесса раскатки;
- термомеханические режимы;
- силовые параметры процесса.

Для выбора оптимальной схемы напряженно-деформированного состояния необходимо иметь зависимости, связывающие высоту заготовки до и после деформации со скоростью процесса, геометрическими и масштабными факторами, которые позволили бы получить заданную структуру и свойства металла колец.

Важным фактором, который решающим образом влияет на неоднородность очага деформации при раскатке колец, является величина обжатий со стороны большого и малого валков.

Для правильного назначения термомеханических параметров раскатки необходимо знать кинематические условия процесса, которые необходимы также при решении задач по автоматизации процесса раскатки.

Вопросы разработки технологии изготовления экономичных и качественных профилей не могут быть решены без наличия диаграмм пластичности и рекристаллизации. Однако эти диаграммы для

выбранных типовых сплавов ХН68ВМТЮК-ВД, ХН45МВТЮБР-ИД, ВТ9 и ВТ20 или отсутствуют, или устарели, вследствие совершенствования технологии производства полуфабрикатов на металлургических предприятиях.

Одним из основных процессов, влияющих на экономичность и качество колец, является процесс получения исходной заготовки. Изучение и выбор оптимальной схемы напряженно-деформированного состояния при ковке дает возможность активно влиять на качество готовой продукции.

Несмотря на значительное количество работ по исследованию очага деформации при ковке, выполненных авторами С.И.Губкиным [94], Н.И.Корнеевым [95], М.В.Сторожевым, Е.А.Поповым [91] и др., зависимости для определения силовых параметров с учетом неоднородности деформации практически отсутствуют.

Решению задач по нахождению указанных технологических параметров и посвящена данная глава.

3.1. Исследование напряженно-деформированного состояния и определение усилий при операциях изготовления колец под раскат свободной ковкой с использованием теории анизотропных сред

Общеизвестно, что высокое качество деформированных заготовок зависит во многом от схемы формоизменения и термомеханических параметров на окончательных операциях технологического цикла. Но вместе с тем необходимо изучить вопросы получения заготовок под раскат, так как операцииковки исходной заготовки обеспечивают наряду с процессом раскатки получение заданных эксплуатационных характеристик колец авиационных двигателей. К этим операциям относятся:

- 1) осаживание цилиндрической заготовки;

- 2) прошивка осаженной заготовки;
- 3) раскатка кольца на цилиндрической оправке;
- 4) посадка кольца по высоте.

Для предварительных формоизменяющих операций достаточно рассмотреть силовые параметры с учетом неоднородности деформации. Все эти формоизменяющие операции имеют в очаге деформации одинаковую схему напряженного состояния. Так как деформация происходит при наличии внешнего и внутреннего трения, то в очаге деформации образуются зоны затрудненной деформации I, интенсивной деформации II, зона упругого растяжения внешних слоев кольца III (рис. 3.1).

В зоне I деформация почти не происходит. Эта зона является как бы продолжением деформирующего инструмента, представляя собой конус с начальным радиусом R_0 . По мере осаживания заготовки высота зоны I уменьшается незначительно при весьма малом увеличении радиуса R_0 .

Диаметральное сечение заготовки в конечный момент осаживания представляет прямоугольник с диагональными полосами раздела зон (см. рис. 3.1).

Зона II испытывает давление зоны I, осаживается и выдавливается наклонными поверхностями от центра к периферии.

Зона III подвергается тангенциальным растягивающим напряжениям от выдавливаемого объема второй зоны.

На рис. 3.1, 3.2, 3.3 показаны зоны деформации для трех операций, из которых видно, что они являются аналогичными. Следовательно, течение металла в очаге деформации в рассмотренных процессахковки подчиняется общим закономерностям.

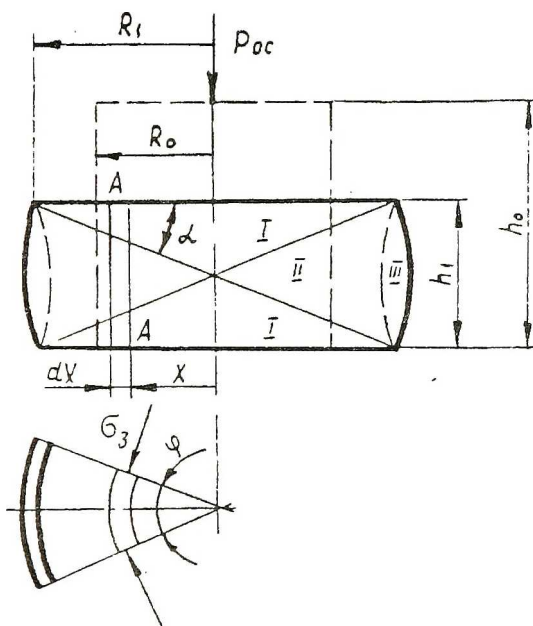


Рис. 3.1. Модель очага деформации при осадке цилиндра

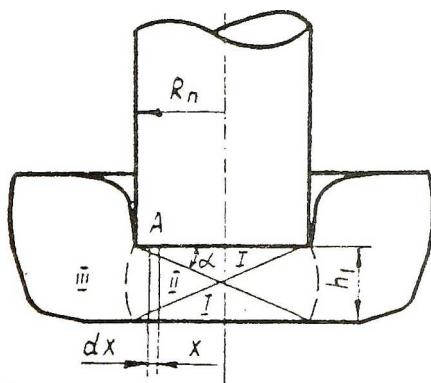


Рис. 3.2. Модель очага деформации при процессе прошивки

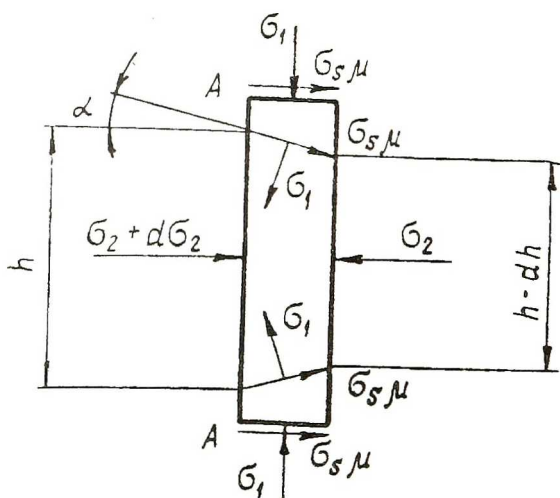
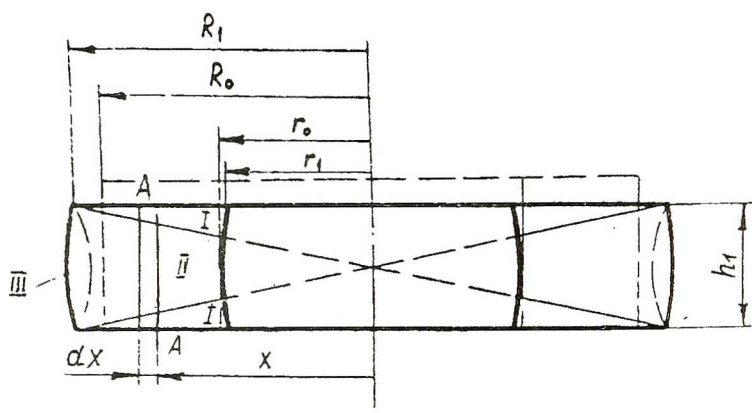


Рис. 3.3. Модель очага деформации при подсадке кольцевой заготовки

3.1.1. Исследование напряженно-деформированного состояния и определение усилий при осадке цилиндрической заготовки между плитами

В конечный момент осаживания с высоты h_0 на h_1 в очаге деформации остаются диагональные полосы-линии раздела первой и второй зон.

Выделим в очаге деформации элемент толщиной dx на расстоянии x от оси заготовки (см. рис. 3.1). Приложим усилия, уравнивающие данный элемент, и спроектируем силы на ось абсцисс:

$$(\sigma_2 + d\sigma_2)(x + dx)h\varphi - \sigma_2(h - dh)x\varphi - 2\sigma_1 \operatorname{tg} \alpha x \varphi dx + 2\sigma_s \mu \frac{dx}{\cos \alpha} \cos \alpha x \varphi - \sigma_2 h \varphi dx = 0, \quad (3.1)$$

где σ_1 и σ_2 - главные напряжения;

μ - коэффициент трения;

h и x - текущие координаты и радиусы заготовки в конечный момент деформации;

σ_s - предел текучести при данных температурно-скоростных условиях.

После сокращения получим

$$hd\sigma_2 + \sigma_2 dh - 2\sigma_1 \operatorname{tg} \alpha dx + 2\sigma_s \mu dx = 0. \quad (3.2)$$

Для решения уравнения (3.2) воспользуемся уравнением пластичности для ортотропного тела

$$\left(\frac{\sigma_1 - \sigma_2}{2K} \right)^2 + \tau_{12}^2 = \tau_s^2. \quad (3.3)$$

С учетом допущения о малом отличии произвольно выбранных осей от главных направлений при $\tau_{12} \approx 0$ условие пластичности (3.3) можно записать:

$$\sigma_1 - \sigma_2 = -2K\tau_s, \quad (3.4)$$

$$\text{или } \sigma_1 - \sigma_2 = -K\sigma_s, \quad \sigma_2 = \sigma_1 + K\sigma_s, \quad d\sigma_2 = d\sigma_1.$$

Из рис. 3.2 видно, что

$$\operatorname{tg} \alpha = \frac{h_1}{2R_1}; \quad h_1 = 2R_1 \operatorname{tg} \alpha; \quad dh = 2 \operatorname{tg} \alpha dx, \quad (3.5)$$

где h_1 - высота заготовки после осаживания;

R_1 - внешний радиус заготовки после деформации.

Зависимости (3.4), (3.5) подставим в уравнение (3.2) и после сокращения получим дифференциальное уравнение

$$hd\sigma_1 = -2\sigma_s(K \operatorname{tg} \alpha + \mu)dx$$

$$\text{или } \frac{d\sigma_1}{dx} = -2\sigma_s(K \operatorname{tg} \alpha + \mu) \frac{1}{h} \quad (3.6)$$

Подставляя зависимость $h = 2x \operatorname{tg} \alpha$ в уравнение (3.6), получим

$$\frac{d\sigma_1}{dx} = -\sigma_s(K \operatorname{tg} \alpha + \mu) \frac{1}{x \operatorname{tg} \alpha}. \quad (3.7)$$

Дифференциальные уравнения (3.6) и (3.7) позволяют для каждого процесса определить текущее пластическое напряжение σ_1 при данных краевых условиях $x=R_1$; $\sigma_1 = \sigma_s$; $h=h_1$.

Рассмотрим уравнение (3.7) применительно к осаживанию цилиндрической заготовки с размера h_0 на размер h_1 и определим напряжение осаживания.

Интегрируя уравнение (3.6), находим

$$\sigma_1 = -2\sigma_s \left(K \operatorname{tg} \alpha + \mu \right) \frac{h}{x} + c. \quad (3.8)$$

При краевых условиях $x=R_1$; $\sigma_1=\sigma_s$; $h=h_1$ определим постоянную интегрирования c , а затем текущее вертикальное напряжение σ_1 :

$$\sigma_1 = 2\sigma_s \left[\left(K \operatorname{tg} \alpha + \mu \right) \left(\frac{R_1}{h_1} - \frac{x}{h} \right) + 1 \right]. \quad (3.9)$$

Зная σ_1 , можно определить усилие осаживания

$$P_{oc} = 2\pi \int_0^{R_1} \sigma_1 x dx = 2\pi \sigma_s \int_0^{R_1} \left[2 \left(K \operatorname{tg} \alpha + \mu \right) \left(\frac{R_1}{h_1} - \frac{x}{h} \right) + 1 \right] x dx. \quad (3.10)$$

После интегрирования получим уравнение

$$P_{oc} = \pi x^2 \sigma_s \left[2 \left(K \operatorname{tg} \alpha + \mu \right) \left(\frac{R_1}{h_1} - \frac{2x}{3h} \right) + 1 \right] \Big|_0^{R_1} \quad (3.11)$$

Рассмотрим в уравнении (3.11) величину $\frac{2x}{3h}$ Так как

$$h = 2x \operatorname{tg} \alpha \quad \text{а} \quad \operatorname{tg} \alpha = \frac{h_1}{2R_1}, \quad \text{то,} \quad \text{подставляя}$$

$$\frac{2x}{3h} = \frac{2x}{3 \cdot 2x \operatorname{tg} \alpha} = \frac{2R_1}{3h_1} \quad \text{в уравнение (3.11), получим}$$

$$P_{oc} = \pi x^2 \sigma_s \left[2 \left(K \operatorname{tg} \alpha + \mu \right) \frac{R_1}{3h_1} + 1 \right] \Big|_0^{R_1}. \quad (3.12)$$

Подставив пределы в уравнение (3.12),имеем

$$P_{oc} = \pi R_1^2 \sigma_s \left(\frac{K}{3} + \mu \frac{2R_1}{3h_1} + 1 \right). \quad (3.13)$$

Отсюда напряжение осаживания

$$\sigma_{oc} = \frac{P_{oc}}{\pi R_1^2} = \sigma_s \left(\frac{K}{3} + \mu \frac{2R_1}{3h_1} + 1 \right). \quad (3.14)$$

Рабочее напряжение определяется из условия [119]

$$\sigma_p = \sigma_{oc} + \sigma_{pac},$$

где $\sigma_{pac} = 1,1\sigma_s \ln \frac{R_1}{R_0}$ — величина тангенциального растяжения третьей зоны [119].

$$\sigma_p = \sigma_s \left(\frac{K}{3} + \frac{2\mu R_1}{3h_1} + 1 + 1,1 \ln \frac{R_1}{R_0} \right). \quad (3.15)$$

Полное усилие осаживания заготовки

$$P = \pi R_1^2 \sigma_p. \quad (3.16)$$

3.1.2. Исследование напряженно-деформированного состояния и определение усилий при прошивке плоской заготовки

При прошивке заготовки сплошным прошивным очаг деформации будет аналогичен картине, наблюдаемой при осаживании цилиндрической заготовки. Расчет силовых параметров проводится по дифференциальным уравнениям (3.6), (3.7), последовательность решения которых приведена в табл. 3.1.

3.1.3. Исследование напряженно-деформированного состояния и определение усилий при посадке кольцевой заготовки по высоте

Рассмотрим сечение кольца в конечный момент осаживания (см. рис. 3.3). Проведем по диаметральному сечению диагонали-линии раздела зон деформации, направленные под углом α к оси абсцисс.

Усилия и рабочие напряжения процессов прошивки
и подсадки кольца

Уравнения	Номера формул
<u>Прошивка плоской заготовки</u>	
$d\sigma_1 = -2\sigma_s (K \operatorname{tg} \alpha + \mu) \frac{dx}{h}$	(3.17)
$\sigma_1 = \sigma_s \left[2(K \operatorname{tg} \alpha + \mu) \left(\frac{R_n}{h_1} - \frac{x}{h} \right) + 1 \right]$	(3.18)
$P = \pi R_n^2 \sigma_s \left(\frac{K}{3} + \mu \frac{2R_n}{3h_1} + 1 \right)$	(3.19)
$\sigma_\alpha = \sigma_s \left(\frac{K}{3} + \mu \frac{2R_n}{3h_1} + 1 \right); \sigma_{pac} = 1,1 \sigma_s \ln \frac{R_1}{R_n}$	(3.20)
$\sigma_p = \sigma_s \left(\frac{K}{3} + \frac{2\mu R_n}{3h_1} + 1 + 1,1 \ln \frac{R_1}{R_n} \right)$	(3.21)
$P = \pi R_n^2 \sigma_p$	(3.22)
<u>Подсадка кольцевой заготовки по высоте</u>	
$d\sigma_1 = -2\sigma_s (K \operatorname{tg} \alpha + \mu) \frac{dx}{h}$	(3.23)
$\sigma_1 = \sigma_s \left[2(K \operatorname{tg} \alpha + \mu) \left(\frac{R_1}{h_1} - \frac{x}{h} \right) + 1 \right]$	(3.24)
$P = \pi (R_1^2 - r_1^2) \sigma_s \left(\frac{K}{3} + \mu \frac{2R_1}{3h_1} + 1 \right)$	(3.25)
$\sigma_\alpha = \sigma_s \left(\frac{K}{3} + \mu \frac{2R_1}{3h_1} + 1 \right); \sigma_{pac} = 1,1 \sigma_s \ln \frac{R_1}{R_0}$	(3.26)
$\sigma_p = \sigma_s \left(\frac{K}{3} + \frac{2\mu R_1}{3h_1} + 1 + 1,1 \ln \frac{R_1}{R_0} \right)$	(3.27)
$P = \pi (R_1^2 - r_1^2) \sigma_p$	(3.28)

При осаживании кольца между плитами в очаге деформации возникают зоны, которые изменяются по размерам: увеличивается внешний радиус R , уменьшается высота h и незначительно уменьшается внутренний радиус r_1 , особенно при степени деформации по высоте не более 25%, что позволяет применить условие равенства внутреннего радиуса кольца до и после деформации $r_1 \approx r_0$.

Величина ширины кольца b_1 определяется из условия равенства площадей сечения до и после осаживания:

$$b_0 h_0 = b_1 h_1,$$

где h_0 , h_1 , b_0 , b_1 - высота и ширина заготовки до и после осаживания, откуда $b_1 = b_0 h_0 / h_1$. Тогда внешний радиус будет $R_1 = r_0 + b_1$.

Определение силовых параметров проводится, как и при осаживании цилиндрической заготовки, по дифференциальным уравнениям (3.6), (3.7). Последовательность решения этих уравнений приведена в табл. 3.1.

Формулы (3.16), (3.22), (3.28) не позволяют быстро производить инженерные расчеты усилий при операциях изготовления колец свободной ковкой ввиду их сложности. Представим эти зависимости в виде номограмм, применив машинный расчет (рис. 3.4.1...3.4.5, 3.5.1...3.5.5, 3.6.1...3.6.5).

Для расчета величины рабочих напряжений при процессе осадки, используя закон постоянства объема, представим формулу (3.15) в виде

$$\frac{\sigma_p}{\sigma_s} = \frac{1}{3} \left(K + \frac{2 \mu R_0}{h_1} \sqrt{\frac{h_0}{h_1}} + 3 \right) + 0,55 \ln \frac{h_0}{h_1} \quad (3.29)$$

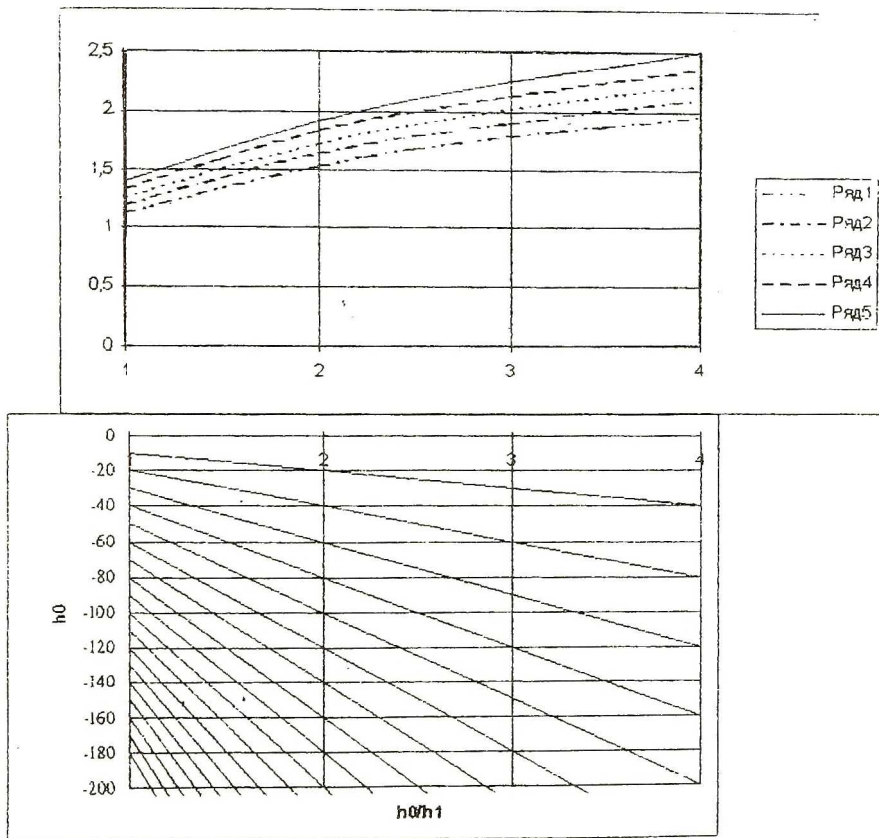


Рис. 3.4.1. Номограмма для определения рабочих напряжений при осадке цилиндра, $K=0,2$

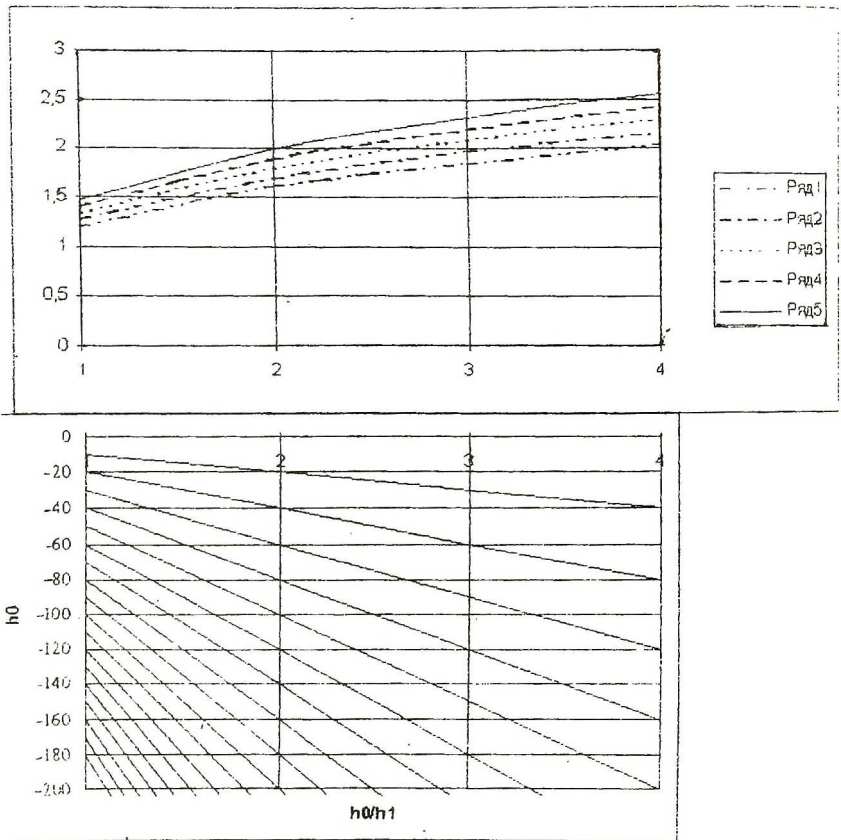


Рис. 3.4.2. Номограмма для определения рабочих напряжений при осадке цилиндра, $K=0,4$

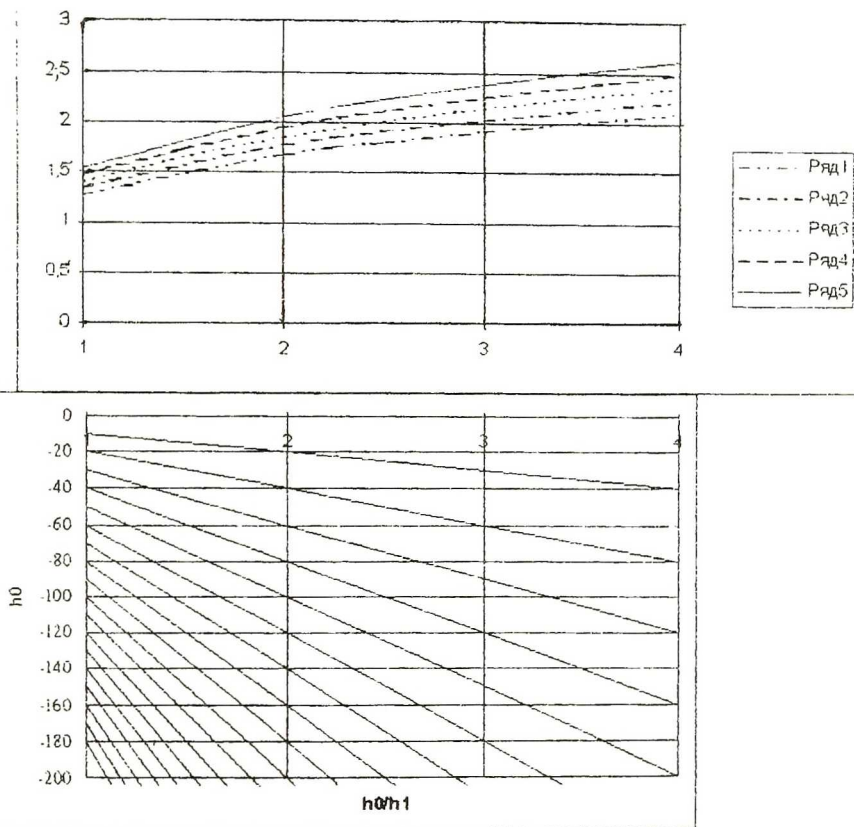


Рис. 3.4.3. Номограмма для определения рабочих напряжений при осадке цилиндра, $K=0,6$

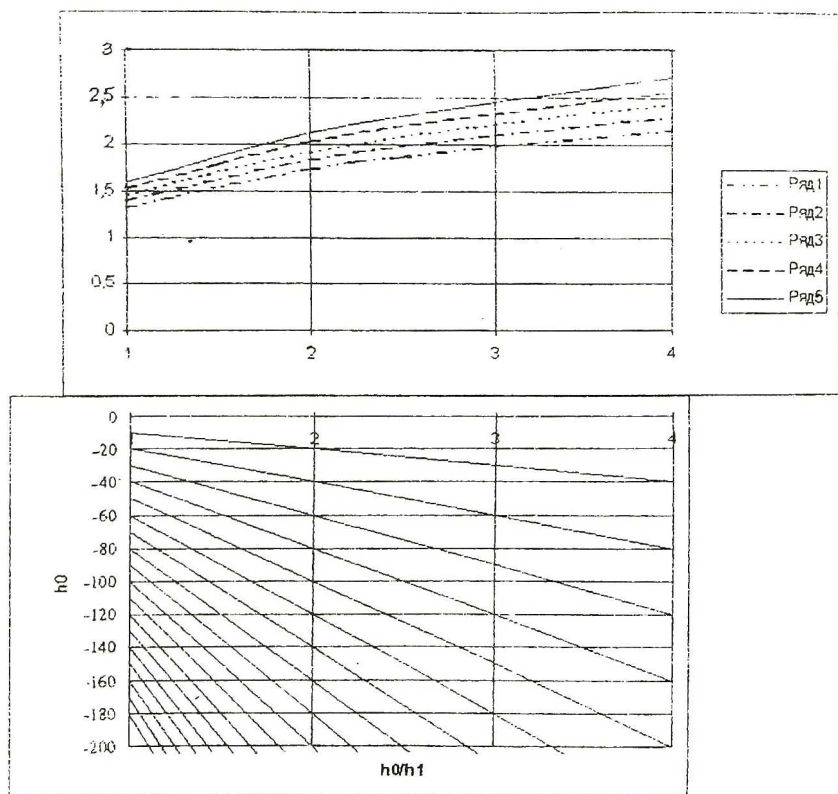


Рис. 3.4.4. Номограмма для определения рабочих напряжений при осадке цилиндра, $K=0,8$

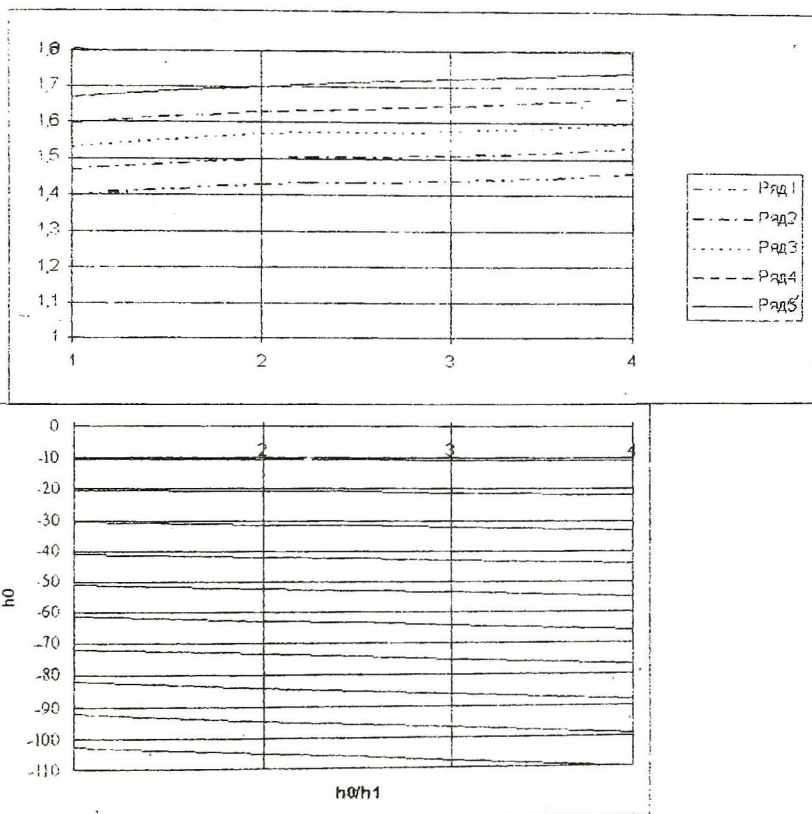


рис. 3.4.5. Номограмма для определения рабочих напряжений при осадке цилиндра, $K=1,0$

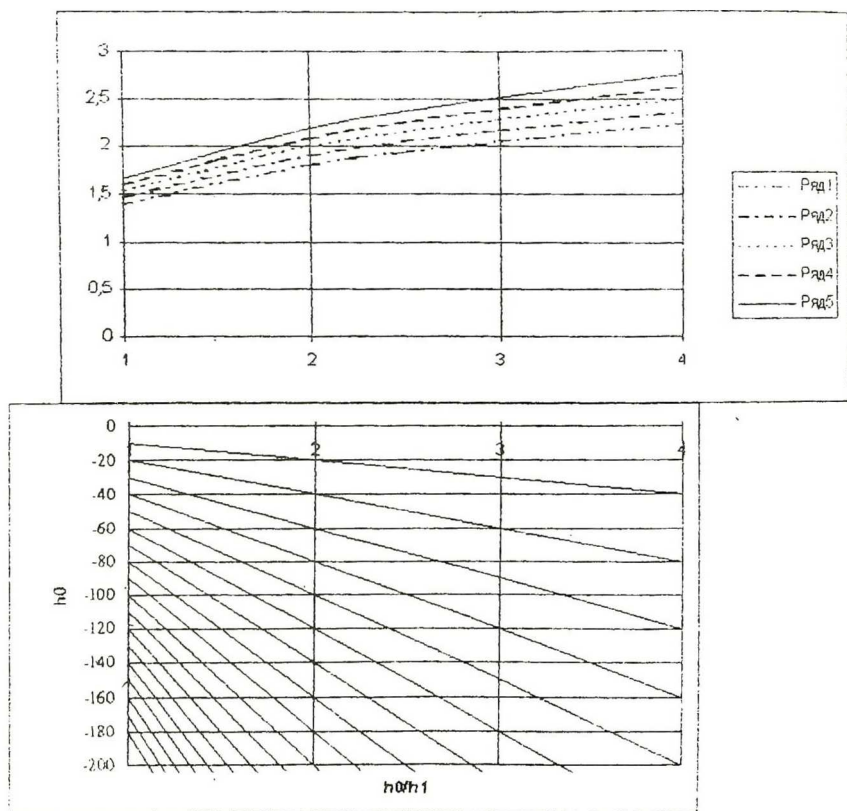


Рис. 3.5.1. Номограмма для определения рабочих напряжений при прошивке сплошным прошивнем, $K=0,2$

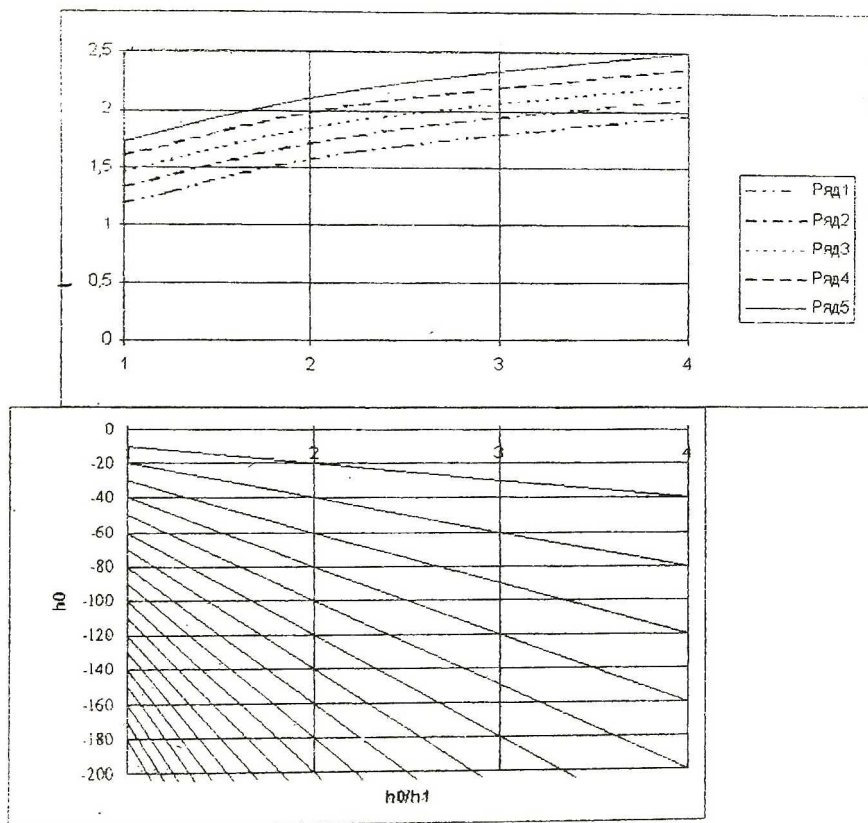


Рис. 3.5.2. Номограмма для определения рабочих напряжений при прошивке сплошным прошивнем, $K=0,4$

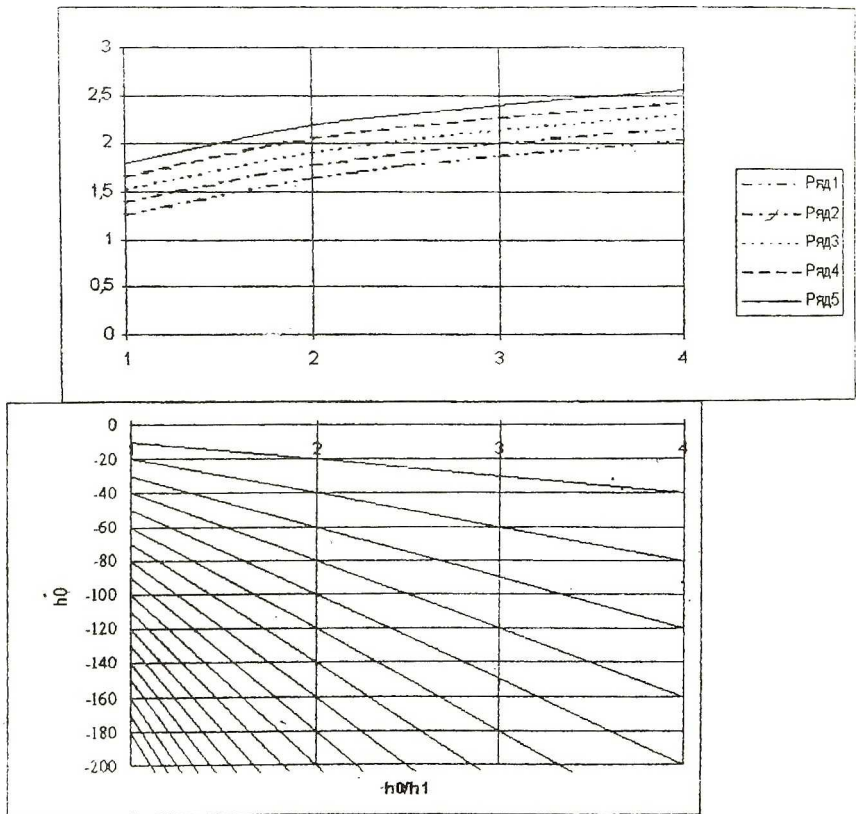


Рис. 3.5.3. Номограмма для определения рабочих напряжений при прошивке сплошным прошивнем, $K=0,6$

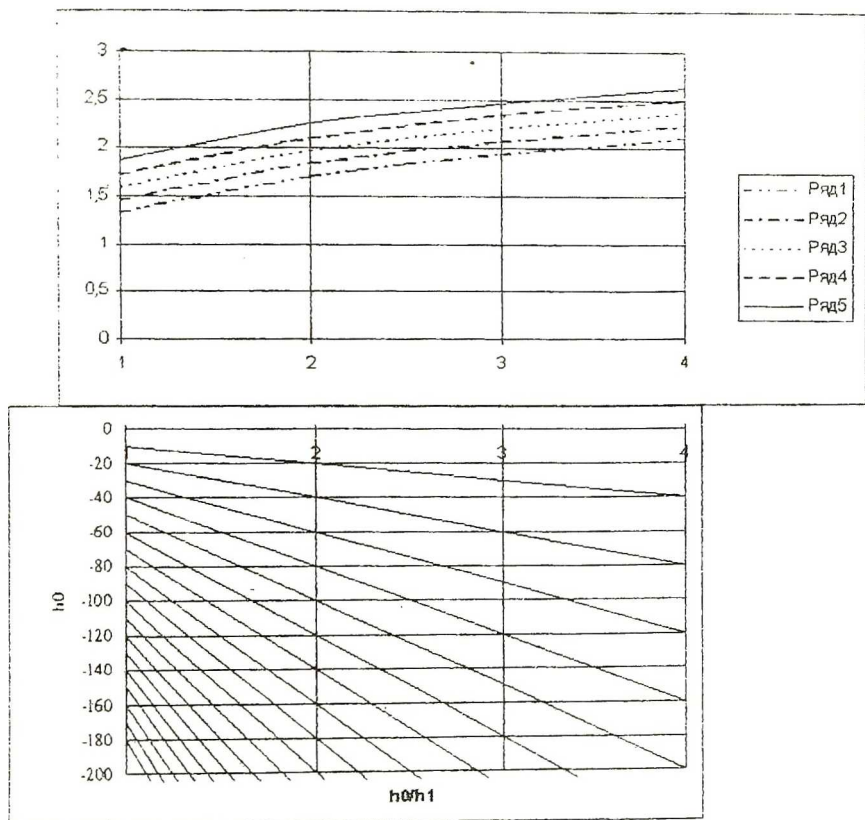


Рис. 3.5.4. Номограмма для определения рабочих напряжений при прошивке сплошным прошивнем, $K=0,8$

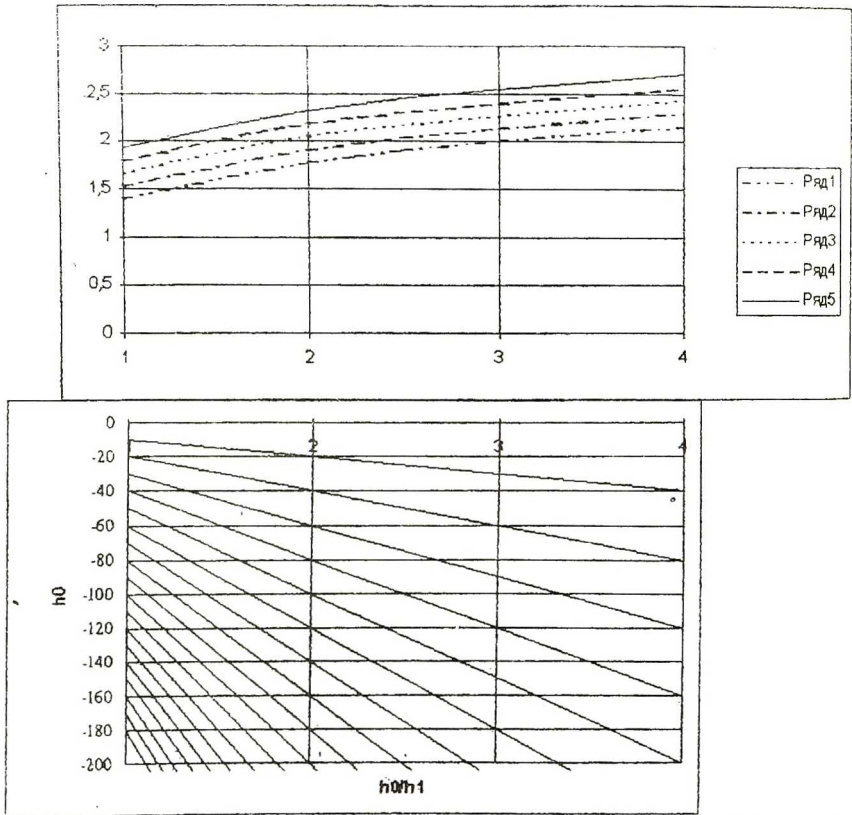


Рис. 3.5.5. Номограмма для определения рабочих напряжений при прошивке сплошным прошивнем, $K=1,0$

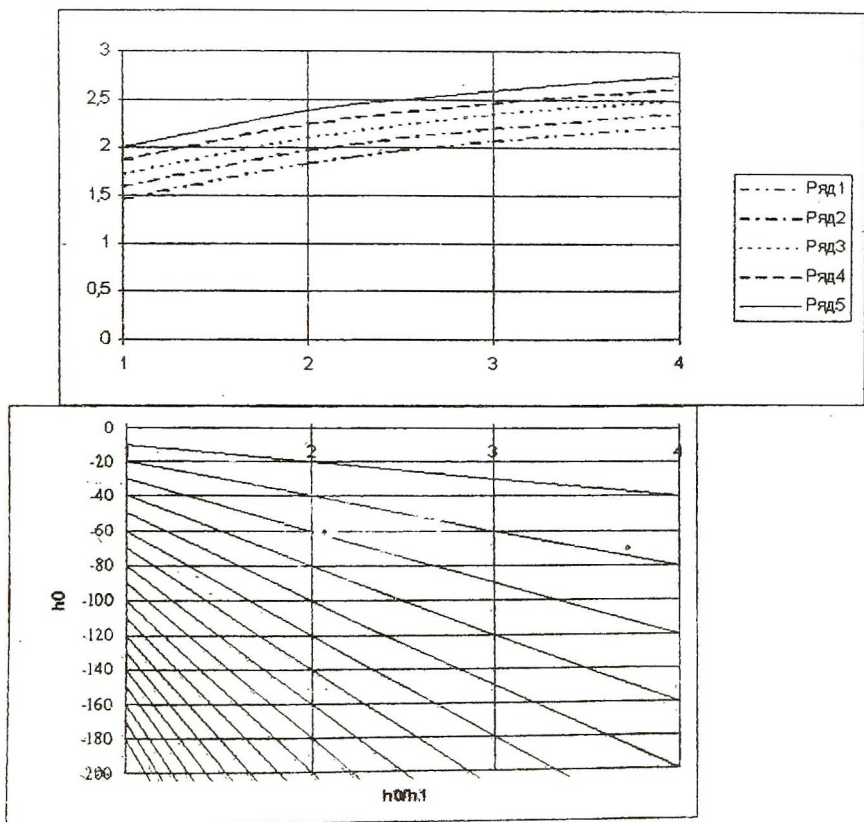


Рис. 3.6.1. Номограмма для определения рабочих напряжений при подсадке кольца, $K=0,2$

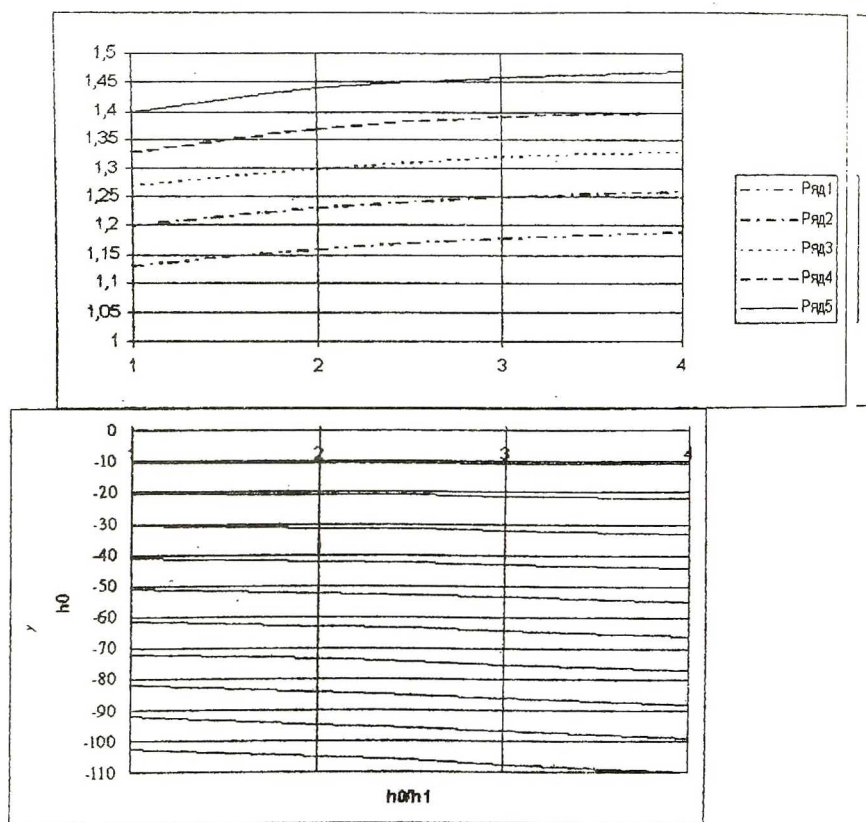


Рис. 3.6.2. Номограмма для определения рабочих напряжений при подсадке кольца, $K=0,4$

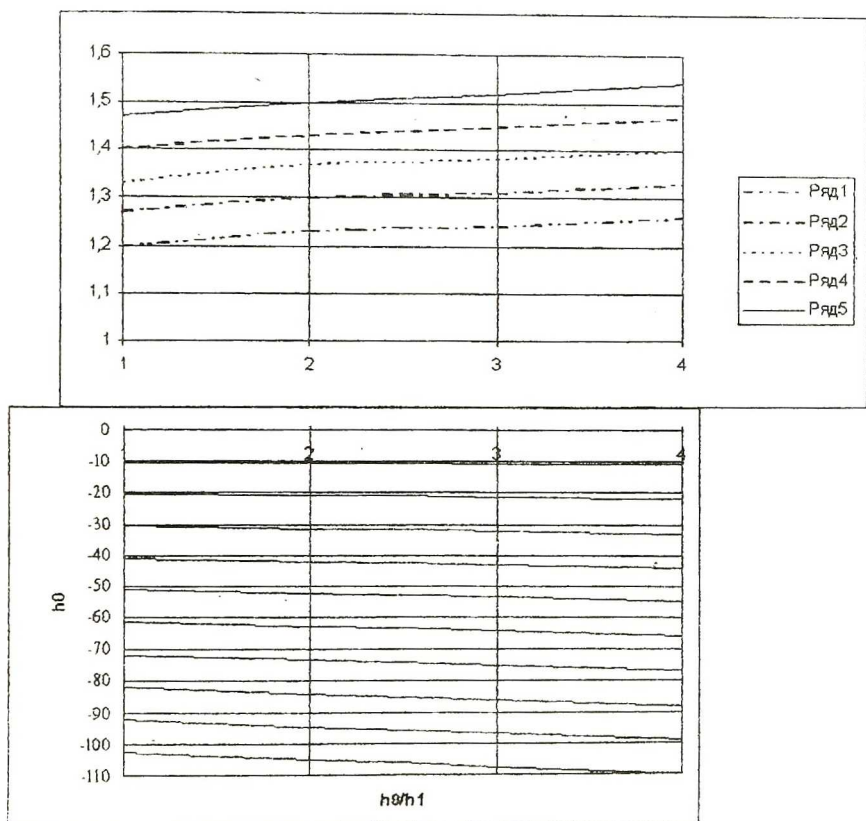


Рис. 3.6.3. Номограмма для определения рабочих напряжений при подсадке кольца, $K=0,6$

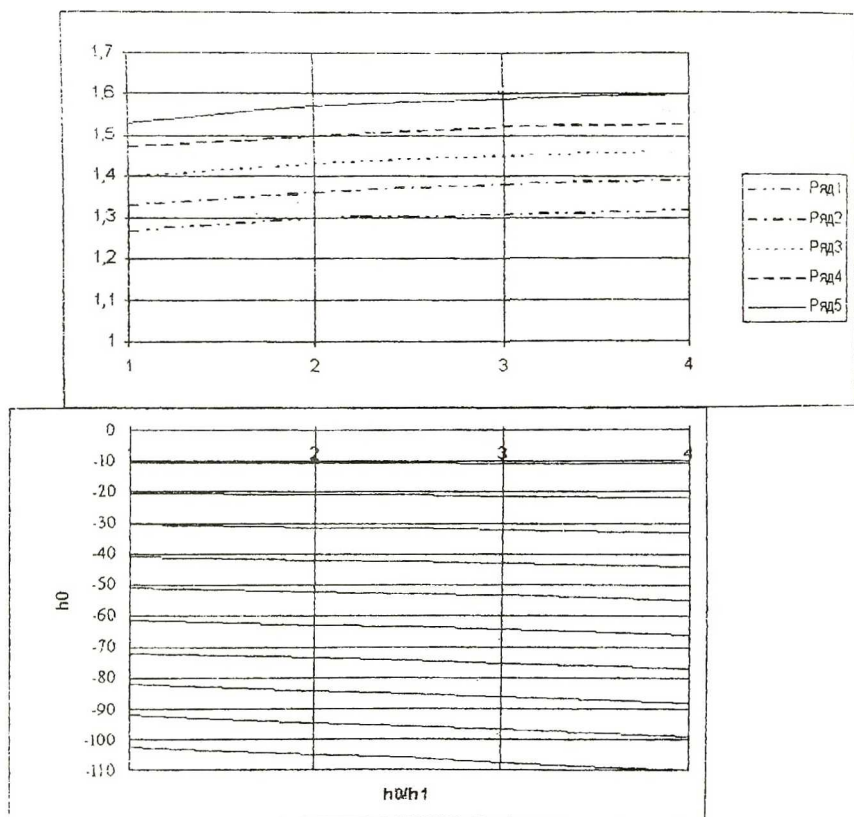


Рис. 3.6.4. Номограмма для определения рабочих напряжений при подсадке кольца, $K=0,8$

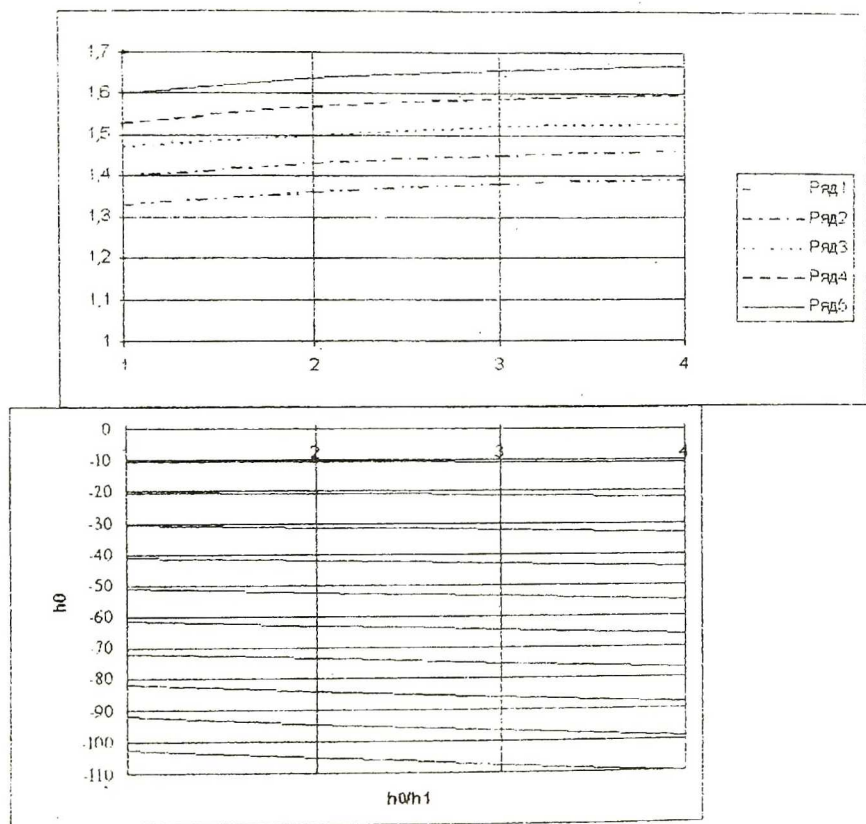


Рис. 3.6.5. Номограмма для определения рабочих напряжений при подсадке кольца, $K=1,0$

Значение $\frac{\sigma_p}{\sigma_s}$ находится с использованием номограмм (см. рис.

3.4.1...3.4.5) для частных значений h_0 , h_1 , K и соотношения $\frac{2\mu R_0}{h_1}$

(см. рис. 3.1).

Для процесса прошивки формулу (3.17) запишем в виде

$$\frac{\sigma_p}{\sigma_s} = \frac{1}{3} \left(K + \frac{2\mu R_n}{h_1} + 3 \right) + 0,55 \ln \frac{h_0}{h_1}. \quad (3.30)$$

Значение $\frac{\sigma_p}{\sigma_s}$ находится по номограмме (см. рис. 3.5.1...3.5.5)

для частных значений h_0 , h_1 , K и соотношения $\frac{2\mu R_n}{h_1}$ (см. рис. 3.2).

Формулу (3.23), выражающую рабочие напряжения при подсадке кольца, преобразуем следующим образом:

$$\frac{\sigma_p}{\sigma_s} = \frac{1}{3} \left(K + \frac{2\mu R_1}{h_1} \sqrt{\frac{h_0}{h_1}} + 3 \right) + 0,55 \ln \frac{h_0}{h_1} \quad (3.31)$$

В данном случае величина $\frac{\sigma_p}{\sigma_s}$ определяется при помощи номограммы (см. рис. 3.6.1...3.6.5) для частных значений h_0 , h_1 , K и

соотношения $\frac{2\mu R_1}{h_1}$ (см. рис. 3.3).

3.2. Разработка зависимости, описывающей глубину зон распространения интенсивной деформации при раскатке колец авиационных двигателей

Процесс формирования структуры и механические свойства при обработке металлов давлением являются функцией ряда параметров: степени деформации, температуры, физико-механических свойств металла, характера течения металла в очаге деформации, геометрии формоизменяющих элементов. Особенно важно знание условий распространения пластической деформации по высоте заготовки при раскатке.

Это распространение, как было установлено ранее, можно описать, по крайней мере, тремя зонами:

- полной пластической деформации, что соответствует абсолютной фрагментации кристаллов;
- смешанной деформации, соответствующей избирательной фрагментации кристаллов;
- упругих деформаций.

Глубину проникновения пластической деформации ограничим нижней границей зоны избирательной фрагментации.

В разное время и разными авторами был предложен ряд формул для определения глубины проникновения пластической деформации как функции различных параметров прокатки [78, 93].

В качестве примера приведем две формулы, Сен-Жуй-Юй:

$$h_g^{(p)} = k \frac{e^\alpha + \beta \frac{H_0}{R}}{1 + \gamma H_x} \quad (3.32)$$

и формулу Тарновского-Котельникова:

$$h_g^{(p)} = c \sqrt{B_0 l_g} = c \sqrt{B_0 R \Delta h} . \quad (3.33)$$

где $\alpha, \beta, \gamma, c, k$ - числовые параметры;

R - радиус валков;

Δh - абсолютное обжатие;

H_0, H_x - высота до и после обжатия;

l_g - длина дуги захвата;

B_0 - исходная ширина профиля.

Эти формулы отражают глубину распространения пластической деформации при прокатке. Кроме того, что эти формулы эмпирические, они обладают еще и тем недостатком, что закономерности, найденные при деформации малых образцов, зачастую не подтверждаются данными по деформированию реальных заготовок. Вместе с тем они не отражают связи со структурными изменениями в реальной заготовке. В подтверждение указанных недостатков можно привести результаты сравнения расчетных и экспериментальных данных, полученных в работе [78]. Анализ зависимости (3.32), (3.33) позволяет констатировать весьма значительные относительные погрешности. Так, уравнение (3.32) дает относительную погрешность в пределах $-27,9...+189,1\%$, а уравнение (3.33) $-55,7...+85,1\%$.

Выгодно от приведенных формул отличается уравнение, предложенное А.И.Мурзовым [78] :

$$h_g^{(p)} = \frac{c(H_0^2 - H_x^2)}{2^n H_x} , \quad (3.34)$$

где n - масштабный коэффициент, $n = 3$;

c - коэффициент.

В этой формуле коэффициент c выражает влияние диаметра валков.

Уравнение (3.34) позволяет производить расчеты с относительной погрешностью $-17,5...+18,0\%$ [78]. Ввиду этого возьмем уравнение (3.34) за основу.

Однако предложенная формула может быть использована только для процесса прокатки листов. В то же время раскатка включает, кроме прокатки, еще и осадку. Поэтому формула (3.34) должна быть скорректирована применительно к процессу раскатки.

Структуру формулы (3.34) сохраним. Корректировку проведем за счет введения дополнительного коэффициента k , учитывающего влияние процесса осадки.

Для выполнения корректировки формулы (3.34) необходимо знать влияние процесса осадки и высоты раскатываемой заготовки на распространение пластической деформации по глубине профиля реального кольца.

Высотное распространение пластической деформации изучалось посредством металлографического анализа структуры.

В качестве материала для исследования использовались кольцевые заготовки из сплава АМг6 в литом состоянии. Раскатка производилась при температуре $440...450^{\circ}\text{C}$ на раскатной машине модели РМ1200 с диаметрами валков: верхнего - 550 мм и нижнего 200 мм. Скорость прокатки соответствовала 1,5 м/с, скорость осадки изменялась в пределах $0...16$ мм/с.

Результаты эксперимента для случая максимальной скорости осадки приведены в табл. 3.2.

Исследованиями установлено, что помимо зоны с мелкозернистой упрочненной структурой около поверхности глубиной $1...2$ мм

имеются зоны смешанной структуры с постепенным переходом к литой, толщиной примерно равной интенсивно деформированной зоне.

Увеличение числа пропусков (оборотов) показало, что поверхностный слой мелкозернистой структуры увеличивается незначительно, а деформированная зона увеличивается с уменьшением толщины полосы.

Установлено, что при изменении отношения скорости осадки к скорости прокатки в пределах 0...0,01 глубина распространения пластической деформации, в сравнении с процессом прокатки, изменяется в диапазоне 1,0...3,2. Эта величина и является коэффициентом k , учитывающим влияние процесса осадки. Причем зависимость коэффициента k от отношения скоростей прямолинейно (рис. 3.7).

Кроме этого, исследованиями установлены численные значения масштабного фактора. Масштабный коэффициент n при высоте профиля H_0 не более 100 мм равен 2, а при H_0 более 100 мм $n = 3$.

Исследования позволили скорректировать уравнение (3.34) применительно к процессу совмещенной деформации, которое приняло следующий вид:

$$h_g^{(p)} = \frac{c(H_0^2 - H_x^2)}{2^n H_x} k, \quad (3.35)$$

где c коэффициент, выражающий влияние диаметров валков; при среднем диаметре валков менее 750 мм $c = 1$, при среднем диаметре валков равном 750...900 мм $c = 1,1$ [78].

Результаты структурных изменений зон очага деформации при раскатке и сходимости глубин проникновения пластической деформации с расчетными данными

Высота профиля H_0	Высота профиля H_x	Деформация ε	Глубина зон для одного вала h_g			Глубина зоны 4	Глубина зоны 2 $h_g^{(p)}$	Абс. погрешн. $h_g^{(p)} - h_g$	Отн. погрешн. $\frac{h_g^{(p)} - h_g}{h_g}$
			Зона 1	Зона 2	Зона 3				
мм	мм	%	мм	мм	мм	мм	мм	%	
80	76,7	5,2	1,0	5,7	10,0	46,6	5,4	-0,3	-5,26
80	71,5	10,6	1,0	16,6	18,0	28,8	14,0	-2,6	-15,68
80	64,9	19,0	1,5	22,8	24,8	-	27,0	+4,5	+18,43
80	46,3	42,1	2,0	-	-	-	73,8	-	-
80	39,1	51,2	2,0	-	-	-	100,0	-	-
40	38,1	4,9	1,0	3,4	7,0	19,2	3,2	-0,2	-5,88
40	35,9	10,2	1,0	8,2	10,8	-	6,9	-1,3	-15,84
40	31,9	20,1	1,5	13,6	4,9	-	15,0	+1,4	+10,3
40	23,6	41,0	2,0	-	-	-	35,4	-	-
40	19,8	50,4	2,0	-	-	-	48,9	-	-

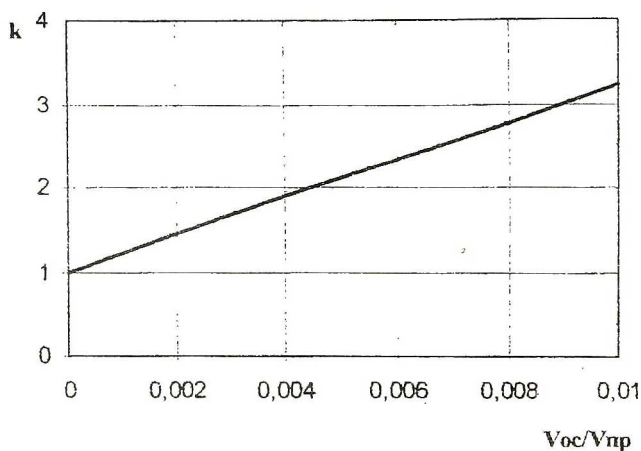


Рис. 3.7. Изменение коэффициента влияния процесса осадки в зависимости от отношения скорости осадки ($V_{ос}$) к скорости прокатки ($V_{пр}$)

Таким образом, получена зависимость, описывающая глубину зон интенсивной пластической деформации при комплексном воздействии в очаге на металлы процессов прокатки и осадки.

Сходимость экспериментальных данных с результатами расчета, выполненного с использованием уравнения (3.35), приведена в табл. 3.2. Относительная погрешность находится в диапазоне $-15,8...+18,4\%$, что является вполне приемлемым для инженерных расчетов.

Для облегчения технологических расчетов уравнение (3.35) представим в виде номограммы. Для построения номограммы зависимость (3.35) удобнее переписать в виде

$$\frac{h_g^{(p)}}{H_x} = \frac{ck}{2^n} \left(\frac{H_0^2}{H_x^2} - 1 \right). \quad (3.36)$$

Значение H_0 / H_x находится с использованием правой нижней части номограммы (рис. 3.8). Затем правая верхняя часть этой номограммы для конкретного соотношения $ck / 2^n$ позволяет получить величину $h_g^{(p)} / H_x$, исходя из которой по левой части номограммы для конечных толщин профиля H_x определяется глубина зоны пластической деформации $h_g^{(p)}$.

3.3. Исследование влияния геометрических факторов на величину обжатия при раскатке колец авиационных двигателей

Одним из определяющих факторов при исследовании неоднородности очага деформации, применительно к раскатке кольцевых профилей в валках неравного диаметра, является величина обжатий со стороны малого и большого валков. Этот фактор процесса в настоящее время мало изучен.

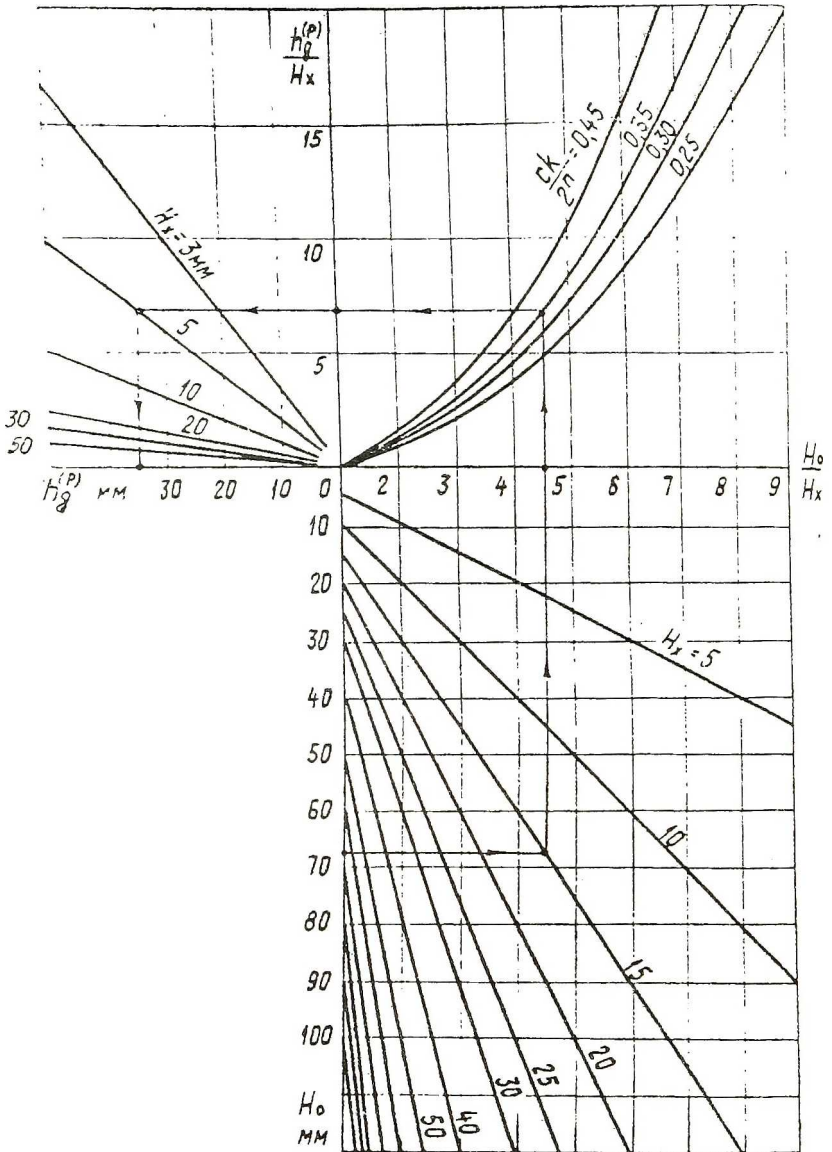


Рис. 3.8. Номограмма для определения глубины распространения пластической деформации по высоте очага при раскатке

Вместе с тем следует отметить, что А.И.Целиков в работе [79] приводит зависимость длины дуги захвата от кривизны кольца, радиусов валков и величины обжатия:

$$l = \sqrt{\frac{2r_k R_H}{r_k - R_H} \Delta h_H} = \sqrt{\frac{2R_k R_B}{R_k + R_B} \Delta h_B}, \quad (3.37)$$

где R_B, R_H - соответственно радиусы большого (верхнего) и малого (нижнего) валков;

R_k, r_k - наружный и внутренний радиусы кольца;

$\Delta h_B, \Delta h_H$ - обжатие кольцевой полосы у нижнего и верхнего валков.

Но эта зависимость является лишь частным случаем раскатки, когда длины дуг захвата со стороны большого и малого валков равны.

С целью определения фактических длин дуг захвата и взаимосвязанной с ними величиной обжатия со стороны верхнего и нижнего валков были изготовлены свинцовые пластины размерами 100x25x6 мм, которые обжимались на заданную величину (рис. 3.9).

Для проведения экспериментов введем относительные коэффициенты:

$$a_l = \frac{l_H}{l_B}. \quad (3.38)$$

$$a_R = \frac{R_B}{R_H} \quad (3.39)$$

$$a_r = \frac{r_k}{R_H}. \quad (3.40)$$

где l_H и l_B - длины дуг захвата у нижнего и верхнего валков.

a_l - коэффициент дуги захвата;

a_R - коэффициент разницы диаметров валков;

a_d - коэффициент кривизны кольца.

Результаты экспериментов приведены на рис. 3.10.

Анализируя графики, приведенные на рис. 3.10, можно заключить, что характер кривой $a_l = f(a_d)$ приближается к гиперболе и на этом основании может быть описан следующим уравнением [123]:

$$a_l = \frac{m a_d + n}{p a_d + q}, \quad (3.41)$$

где m, n, p, q - постоянные величины.

Зная вид функции $a_l = f(a_d)$, методом выравнивания найдем эмпирическую зависимость между a_l и a_d

На кривой рис. 3.10 для $a_R = 2,0$ выберем точку с координатами (1,0; 3,85) и аппроксимируем

$$a'_l = \frac{a_d - 1,0}{a_l - 3,85} \quad \text{и} \quad a_d \quad (3.42)$$

Расчеты аппроксимации сведены в табл. 3.3.

Для проверки пригодности уравнения (3.42) строим график зависимости между a'_l и a_d (рис. 3.11).

Анализируя рис. 3.11, можно утверждать об удовлетворительном совпадении экспериментальных точек с прямой

$$a'_l = 0,30 - 0,337 a_d.$$

Тогда зависимость между a_l и a_d будет иметь вид

$$a^{(p)}_l = 3,85 + \frac{a_d - 1,0}{0,30 - 0,337 a_d}. \quad (3.43)$$

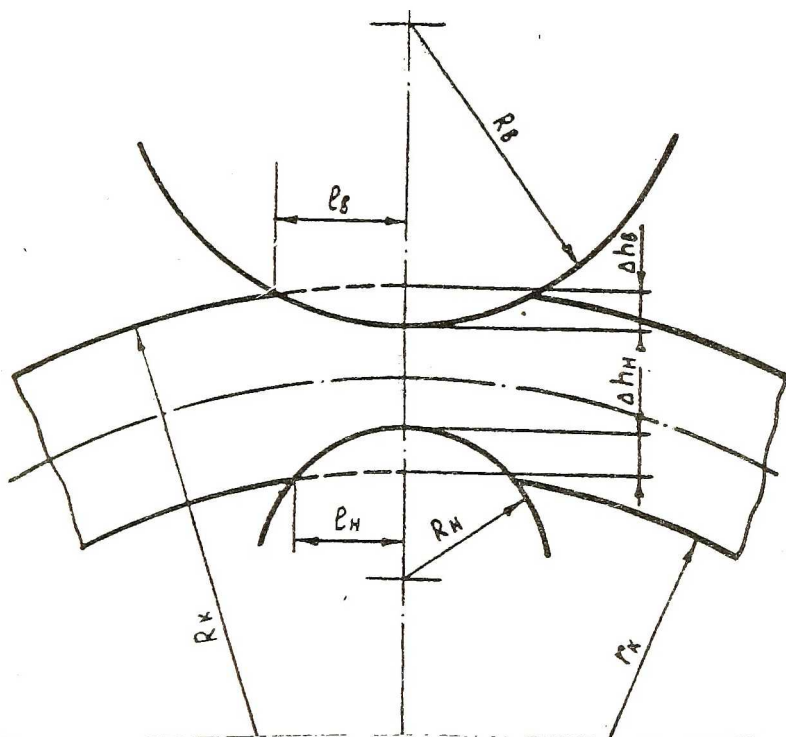


Рис. 3.9. Схема формоизменения кольцевой полосы

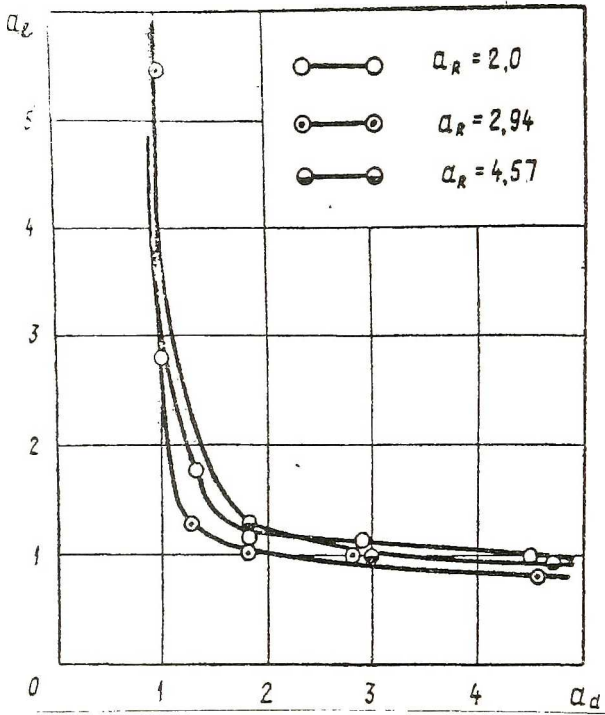


Рис. 3.10. Зависимость коэффициента дуг захвата от коэффициента кривизны кольца

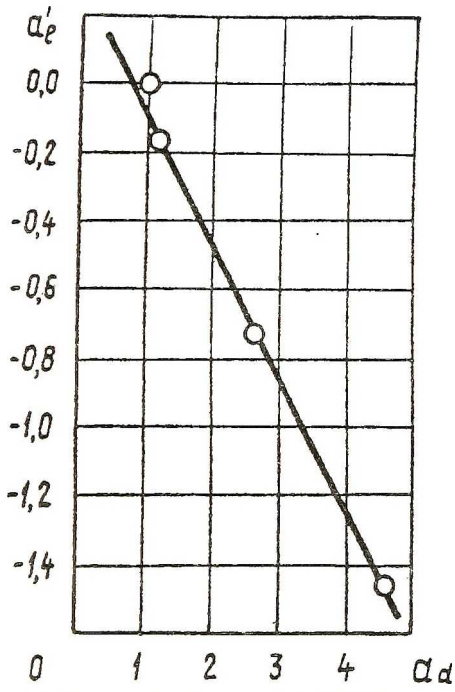


Рис. 3.11. График проверки пригодности уравнения (3.42)

Проанализируем полученную функцию (3.43) на сходимость с экспериментальными данными. Расчеты сходимости приведены в табл. 3.4.

Относительная погрешность расчетных коэффициентов $a^{(p)}_l$ в сравнении с экспериментальными данными коэффициентов a_l (см. табл. 3.4) находится в интервале $-3,67...+5,09$, т.е. весьма незначительна.

Проделав аналогичные расчеты для коэффициентов разницы диаметров валков равных 2,94 и 4,57 (см. табл. 3.4), получили следующие зависимости между $a^{(p)}_l$ и a_d :

для $a_R = 2,94$

$$a^{(p)}_l = 5,64 + \frac{a_d - 1,0}{0,20 - 0,206a_d}; \quad (3.44)$$

для $a_R = 4,57$

$$a^{(p)}_l = 7,15 + \frac{a_d - 1,0}{0,15 - 0,159a_d}. \quad (3.45)$$

Используя известные формулы для определения дуг захвата применительно к прокатке в валках разного диаметра [79], можно записать, что длины дуг

$$l_H = \sqrt{\frac{2r_k R_H}{r_k - R_H} \Delta h_H}, \quad (3.46)$$

$$l_B = \sqrt{\frac{2R_k R_B}{R_k + R_B} \Delta h_B} \quad (3.47)$$

Таблица 3.3

Расчет аппроксимации уравнения (3.42) для $a_R = 2$

a_d	a_1	$a_d - 1,0$	$a_1 - 3,85$	$a'_1 = \frac{a_d - 1,0}{a_1 - 3,85}$
1,00	3,85	0,00	0,00	0,00
1,25	1,78	0,25	-2,07	-0,12
1,80	1,18	0,80	-2,67	-0,30
2,88	1,09	1,88	-2,76	-0,68
4,50	1,00	3,50	-2,85	-1,23

Таблица 3.4

Расчет сходимости функции (3.43) с экспериментальными данными

a_d	$a_d - 1,0$	$0,3 - 0,337a_d$	$\frac{a_d - 1,0}{0,3 - 0,337a_d}$	$a^{(p)}_1$	a_1	$\Delta y = d^{(p)} - a$	$\frac{\Delta a_1}{a_1} \cdot 100\%$
1,00	0,00	-0,037	0,00	3,85	3,85	0,00	0,00
1,25	0,25	-0,121	-2,07	1,78	1,78	0,00	0,00
1,80	0,80	-0,307	-2,61	1,24	1,18	0,06	5,09
2,88	1,88	-0,671	-2,80	1,05	1,09	-0,04	-3,67
4,50	3,50	-1,220	-2,87	0,98	1,00	-0,02	-2,00

Разделив левую и правую части уравнения (3.46) на соответствующие части уравнения (3.47), получим с учетом (3.38), (3.39), (3.40) соотношение между обжатиями у верхнего и нижнего валков

$$\Delta h_H = \frac{a_l^2 a_R R_k (r_k - R_H)}{r_k (R_k + R_B)} \Delta h_B. \quad (3.48)$$

Для упрощения записи выражения (3.48) введем обозначение

$$a_\Sigma = \frac{a_l^2 a_R R_k (r_k - R_H)}{r_k (R_k + R_B)}, \quad (3.49)$$

тогда $\Delta h_H = a_\Sigma \Delta h_B$.

Для связи обжатия у валков с суммарным обжатием произведем следующие преобразования:

$$\Delta h_\Sigma = \Delta h_B + \Delta h_H = \Delta h_B + a_\Sigma \Delta h_B = \Delta h_B (1 + a_\Sigma)$$

$$\text{или } \Delta h_B = \frac{\Delta h_\Sigma}{1 + a_\Sigma}, \quad (3.50)$$

где Δh_Σ - общая деформация криволинейной полосы.

Для случая $l_B = l_H$ можно записать

$$\Delta h_H = \frac{a_R R_k (r_k - R_H)}{r_k (R_k + R_B)} \Delta h_B. \quad (3.51)$$

Таким образом, зная коэффициенты разницы диаметров валков и кривизны кольца с использованием зависимостей, аналогичных уравнениям (3.43), (3.44), (3.45), можно определить обжатия со стороны верхнего и нижнего валков, что позволяет рассчитать глубину зон пластической деформации при раскатке кольцевых профилей с учетом кривизны кольца и диаметра рабочих валков.

3.4. Кинетика и геометрические параметры процесса раскатки колец авиационных двигателей

Несмотря на то что процесс изготовления колец состоит изковки исходной заготовки и раскатки, в данном разделе изучается только процесс раскатки. Это объясняется тем, что операцииковки изучены достаточно полно [74, 91, 93, 94]. По характеру формоизменения процесс раскатки колец авиационных двигателей можно разделить на три стадии: выведение разностенности кованой заготовки, интенсивная ее раскатка и докатка, т.е. окончательное формирование геометрии кольца.

Первая стадия характеризуется началом деформации кольца, наблюдается сбивание огранки и выведение разностенности. Обжатия при этом составляют незначительную величину 0,1...0,5 мм/об., которые увеличиваются по мере устранения геометрических несовершенств кольца. Скорость раскатки на данной стадии должна соответствовать 0,5...1,0 м/с.

После выведения разностенности процесс переходит во вторую стадию раскатки, он осуществляется с максимально возможными скоростями 1,0...2,5 м/с и обжатиями. Максимальное обжатие необходимо для обеспечения термомеханических условий получения однородной структуры и формирования геометрии профиля кольца. Обжатия при этом составляют 0,5...5,0 мм/об.

Третья стадия раскатки характеризуется применением малых обжатий 0,05...0,2 мм/об., обеспечивающих точную докатку профиля и диаметральных размеров кольца, скорость раскатки при этом должна находиться в пределах 0,5...1,0 м/с.

Теперь рассмотрим кинематику процесса раскатки.

В процессе раскатки постоянно происходит изменение диаметра и толщины профиля кольца при неизменной его ширине. Поэтому удобнее

пользоваться их графической зависимостью, которая получается из известной формулы

$$D = \frac{V}{\pi B S}, \quad (3.52)$$

где D - текущий диаметр кольца;

S - текущая толщина сечения кольца;

V - объем кольцевой заготовки;

B - ширина профиля кольца.

Обозначив величину $\frac{V}{\pi B}$ через коэффициент C , уравнение (3.52)

можно записать в виде

$$D = \frac{C}{S}. \quad (3.53)$$

На рис. 3.12 приведены примеры графического построения зависимости (3.53), в явном виде просматриваются описанные ранее стадии раскатки кольцевых заготовок. Данный график позволяет правильно, с учетом стадий процесса, выбирать деформационно-скоростные режимы раскатки. Например, при больших диаметрах раскатанного кольца процесс необходимо вести на малых скоростях и с минимальными обжатиями.

Предварительный анализ показывает, что характер изменения диаметра кольца в процессе раскатки с достаточной достоверностью может быть описан уравнением спирали:

$$\rho = \frac{a \varphi}{2 \pi}, \quad (3.54)$$

где ρ - текущий радиус;

φ - угол поворота;

a - шаг спирали.

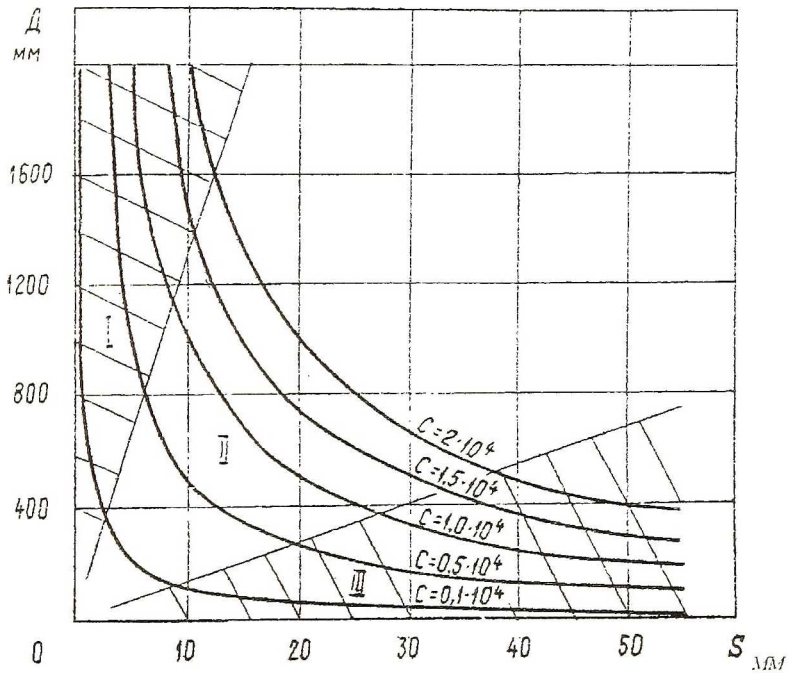


Рис. 3.12. Изменение диаметра раскатываемого кольца в зависимости от его толщины

Применительно к процессу раската уравнение (3.54) перепишем в виде

$$R = \frac{\Delta R \varphi}{2\pi}, \quad (3.55)$$

где R - текущий средний радиус кольца;

ΔR - приращение радиуса кольца.

Используя зависимость (3.53), выразим ΔR в виде

$$\Delta R = \frac{C}{2S} - \frac{C}{2S + \Delta S} = C \frac{S + \Delta S - S}{2S(S + \Delta S)} = C \frac{\Delta S}{2S(S + \Delta S)} \quad (3.56)$$

Подставив зависимость (3.56) в уравнение (3.55), получим уравнение, описывающее кинематику процесса раскатки колец:

$$R = \frac{V}{4\pi^2 B} \cdot \frac{\Delta S}{S(S + \Delta S)} \varphi \quad (3.57)$$

Уравнение (3.57) получено для кольцевых профилей прямоугольного сечения, но оно может быть с успехом использовано и для колец профильного сечения. Для этого необходимо произвести пересчет профиля на эквивалентную толщину прямоугольного сечения.

Как уже отмечалось, процесс раскатки бесшовных кольцевых профилей есть совокупность двух процессов - процесса прокатки и одновременной осадки, что накладывает свои особенности как на кинетику процесса, так и на ее механику.

В частности это хорошо видно по запасу мощности раскатного стана.

В зависимости от физической природы материала и сечения кольца используемые в промышленности станы для раскатки колец

авиационных двигателей можно подразделить на станы с большим избытком мощности и с мощностью, близкой в потребной (малой мощности).

Рассмотрим особенности ведения процесса в указанных случаях.

Обжатия при раскатке кольцевых профилей могут осуществляться либо по схеме, приведенной на рис. 3.13а, либо по схеме, приведенной на рис. 3.13б. Вариант схемы рис. 3.13а соответствует условиям раскатки с достаточным запасом как по мощности главного привода, так и по усилию нажимного устройства кольцепрокатного стана. Процесс на первом обороте кольца аналогичен прокатке на клин, затем за следующий оборот производится выравнивание толщины профиля. Данный процесс повторяется многократно.

Вариант по схеме рис. 3.13б характерен для раскатки на маломощных станах. Усилие раскатки при этом остается неизменным на протяжении всего процесса, температура металла кольца снижается, сопротивление деформации возрастает. Процесс на первом обороте аналогичен предыдущему варианту, затем производится также прокатка на клин, но с уменьшением обжатий по длине периметра кольца до выравнивания разнотолщинности в конце раскатки.

Для расширения возможности по управлению процессом необходимо создание специальных станов с достаточным запасом мощности.

3.5. Изучение и разработка термомеханических режимов производства кольцевых профилей авиационных двигателей

Разработка технологии по выпуску экономичных кольцевых профилей из жаропрочных и титановых сплавов всегда представляла

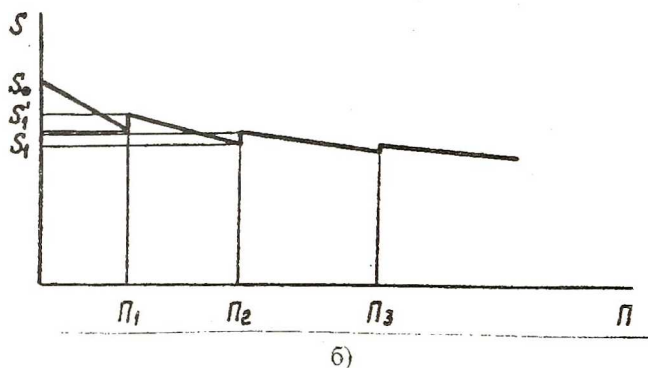
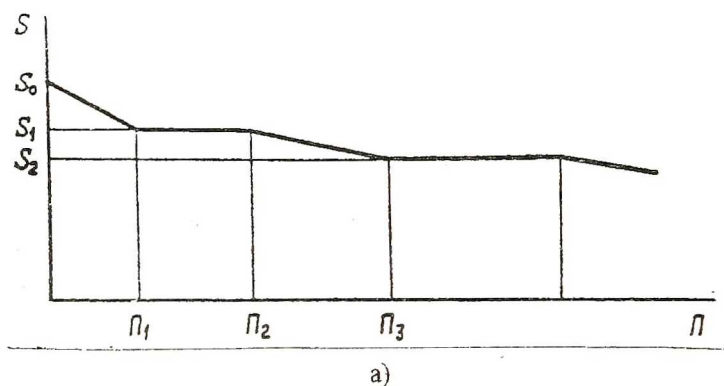


Рис. 3.13. Характеристика обжатий при совмещенной деформации:

а) при достаточном запасе мощности раскатного стана;

б) при раскате на маломощном стане ;

S_0, S_1, \dots, S_n - толщины катаемого профиля;

$\Pi_1, \Pi_2, \dots, \Pi_n$ - периметры катаемого кольца

известные трудности. Это объясняется тем, что эти сплавы обладают особыми свойствами. Материалы этого класса многокомпонентные, композиция их сложна. В связи с этим применение обычных технологических операций не всегда обеспечивает получение заданных механических свойств. Для разработки технологии производства кольцевых деталей из таких сложнелегированных материалов требуется установление определенных закономерностей по пластичности, рекристаллизации и удельным давлениям раскатки. Их глубокое знание позволяет улучшить свойства металла и рационально использовать схемы обработки металлов давлением. Кроме того, изучение указанных вопросов позволяет дать более полное объяснение феномену одновременного повышения прочности и пластичности при раскатке высокопрочных сплавов в стесненных условиях гибки с одновременной боковой обработкой стенок профиля. Поэтому изучение пластичности, механизма роста зерен и сопротивления деформации в зависимости от термомеханических параметров представляет не только научный интерес, но и практическое значение.

Типичными материалами для производства колец авиационных ГТД являются жаропрочные сплавы типа ХН68ВМТЮК-ВД, ХН45МВТЮБР-ИД и титановые сплавы типа ВТ9 и ВТ20. Образцы для экспериментов имели следующие размеры: диаметр $d=20$ мм; высота $H=30$ мм. Термомеханические режимы горячей деформации этих сплавов определялись по нижеприведенным методикам.

Исследование условий рекристаллизации для жаропрочных никелевых и хромоникелевых сплавов проводилось при температурах: 900; 950; 1000; 1050; 1100; 1150 °С, для титановых сплавов при температурах: 800; 850; 950; 1000 °С. Деформации составляли: 10; 20; 30; 40; 50%. Деформация осуществлялась осадкой по методике ВИАМ.

Пластичность определялась при тех же температурах на стандартных образцах, изготовленных в соответствии с ГОСТ 1497. Среднее удельное давление определялось методом тензометрирования. Величину зерна определяли металлографическим методом среднего условного диаметра. Для этого на фотографии микроструктуры проводили четыре произвольные прямые линии. Длина каждого отрезка равнялась 40 мм, что соответствовало действительной длине на шлифе 0,1 мм. При этом подсчитывали суммарную длину линий в миллиметрах, число пересечений границ зерен каждой прямой, суммарное число пересечений.

Средний условный диаметр зерна вычислялся по формуле

$$d_y = \frac{\sum_{i=1}^4 L_i}{\sum_{i=1}^4 n_i},$$

где $\sum_{i=1}^4 L_i$ - суммарная длина линий;

$\sum_{i=1}^4 n_i$ - суммарное число пересечений.

Среднее удельное давление при раскатке измерялось при помощи месдоз. Электрический датчик сопротивления, наклеенный на окружности измерительного цилиндра, укрепленного на рабочем цилиндре, и воспринимающий от него давление, подавал на шлейф осциллографа сигнал, пропорциональный измеряемому давлению.

Тарировка месдоз осуществлялась по образцовым манометрам.

Описанный способ измерения давления отличается от существующих (наклейка датчиков на станинах, установка месдоз под

подушкой нажимного устройства) простотой, легкостью осуществления и достоверностью полученных данных.

Величина полного давления определялась по формуле

$$P = (P_1 - P_2) \frac{\pi d^2}{4} + P_2 \frac{\pi D^2}{4} - T - g,$$

где D - диаметр поршня;

d - диаметр штока;

g - вес подвижных частей;

T - сила трения в направляющих колонках ползуна, сальниках штока поршня;

P_1 - измеряемое давление месдозы;

P_2 - измеряемое давление масла под поршнем.

Обжатия для расчета текущей длины дуги захвата фиксировались индикатором, установленным на подушке верхнего нажимного вала.

Учитывая, что фазовая перекристаллизация в жаропрочных никельхромовых сплавах отсутствует, то структура и величина зерна определяется режимами при обработке металлов давлением. Температура начала обработки жаропрочных сплавов определяется в основном степенью легирования и соотношением твердого раствора и упрочняющих фаз в сплаве. Для большинства сплавов по мере повышения легирования температура начала обработки снижается. Температура начала обработки для большинства жаропрочных сплавов на никелевой основе не превышает 1140...1160°C. Деформация при высоких температурах сопровождается ослаблением межкристаллитных связей и повышенной хрупкостью при горячей обработке давлением, а также приводит к развитию собирательной рекристаллизации. Необходимо подчеркнуть, что процесс рекристаллизации и

равномерность его протекания в жаропрочных сплавах определяется не только соблюдением термомеханических условий обработки давлением, но и степенью химической неоднородности.

Для сплавов ХН68ВМТЮК-ВД, ХН45МВТЮБР-ИД, ВТ9 и ВТ20, с использованием описанной ранее методики, исследованы изменения механических свойств в зависимости от температуры (рис. 3.14...3.16).

Проведены систематические исследования по изучению сопротивления деформирования указанных выше сплавов. Знание этой характеристики имеет большое значение при установлении режима горячей обработки.

Таким образом, для выбранных типовых сплавов определены температурно-скоростные режимы обработки, которые обобщены в табл. 3.5.

После определения температурно-скоростных режимов обработки исследовались величины удельных давлений по приведенной выше методике. Результаты исследований представлены на рис. 3.17...3.19. Из этих графиков видно, что удельные давления при раскатке сплавов ХН68ВМТЮК-ВД и ХН45МВТЮБР-ИД достаточно высоки и изменение их величины находится в функциональной зависимости от температуры и степени деформации.

3.6. Некоторые вопросы рекристаллизации жаропрочных сплавов¹

Рядом авторов (Н.И.Корнеев, И.Г.Скугарев, А.П.Гуляев, А.И.Мурзов [100, 124, 125]) явления неравномерной структуры в полуфабрикатах из жаропрочных сплавов всегда связываются с протекающими при деформации процессами рекристаллизации.

Современное представление о рекристаллизации позволяет правильно объяснить формирование структур при горячей обработке металлов давлением.

¹⁾ Раздел выполнен совместно с А.И.Мурзовым

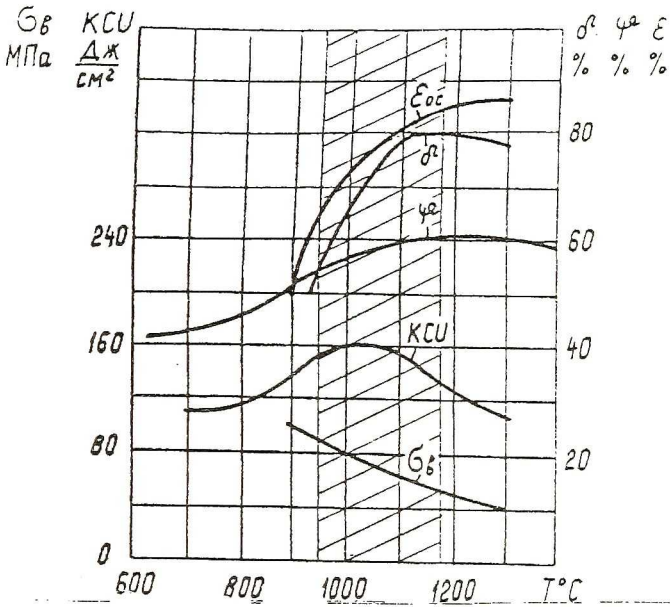


Рис. 3.14. Диаграмма пластичности сплава ХН68ВМТЮК-ВД

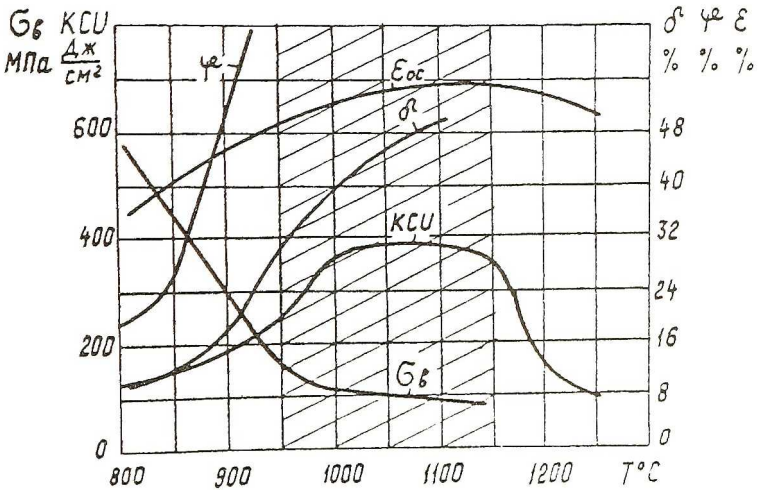


Рис. 3.15. Диаграмма пластичности сплава ХН45МВТЮБР-ИД

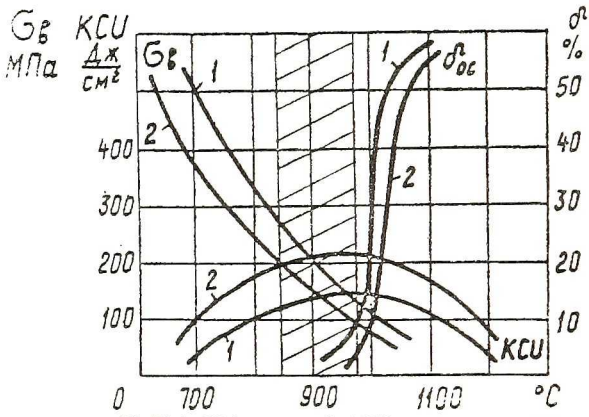


Рис. 3.16. Диаграмма пластичности сплавов ВТ9 (1) и ВТ20 (2)

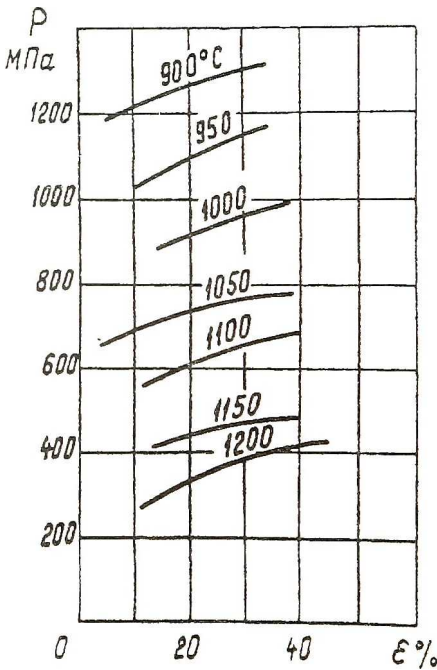


Рис. 3.17. Среднее удельное давление сплава ХН45МВТЮБР-ИД при раскатке в закрытом калибре

Таблица 3.5

Температурно-деформационные режимы

Марка сплава	Температура, °С		Допустимая деформация, статическая	деформация, динамическая
	начало деформации	конец деформации		
ХН68ВМТЮК-ВД	1180	950	70	65
ХН45МВЮБР-ИД	1150	950	60	52
ВТ9	980	850	65	55
ВТ20	980	850	60	50

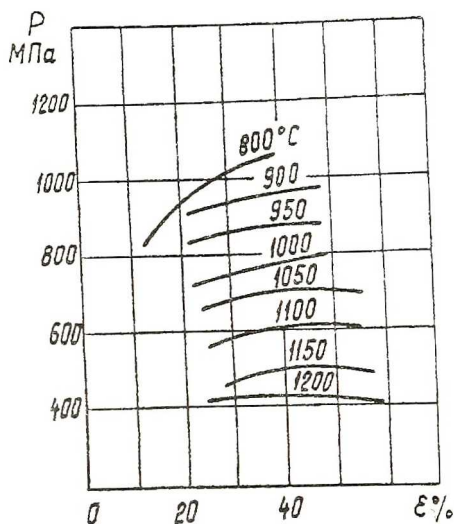


Рис. 3.18. Среднее удельное давление сплава ХН68ВМТЮК-ВД при раскатке в закрытом калибре

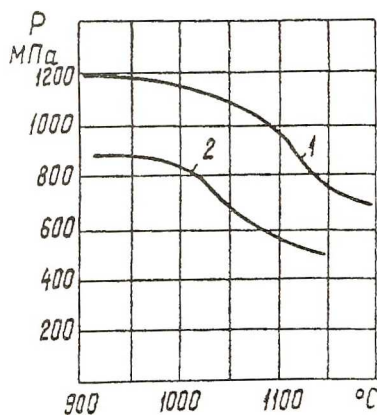


Рис. 3.19. Изменение среднего удельного давления при раскатке сплавов ХН45МВТЮБР-ИД (1) и ХН68ВМТЮК-ВД (2) в зависимости от температуры

Как известно, в результате нагрева деформированного металла выше некоторой температуры в металле происходят структурные изменения. Такой процесс в литературе назван первичной рекристаллизацией. Старые зерна заменяются новыми, характеристика которых (размер, текстура) отличаются от прежней структуры. Деформационное упрочнение после рекристаллизации, как утверждает Ван-Бюрен [126], полностью исчезает.

Останавливаться на всех гипотезах, теориях и взглядах, относящихся к области рекристаллизации, не представляется возможным. Детальное объяснение процесса рекристаллизации можно найти в работах А.П.Гуляева [124], В.Д.Кузнецова [127], И.М.Павлова, Н.И.Корнеева, И.Г.Скугарева [100], В.Г.Бюргерса [128], Д.Е.Бурке, И.Д.Тернбалла [129, 130] и др.

Определение процесса рекристаллизации металлов весьма точно дал С.С.Горелик [131]: "Рекристаллизация это процесс, связанный с возникновением и движением или только движением границ зерен, т.е. границ с большими углами разориентировки, приводящий к уменьшению объемной зернограницной и поверхностной энергии и повышению структурного совершенства"

Переход металла от деформированного состояния к отожженному может быть назван процессом рекристаллизации. Но этот процесс, при котором образуется новое зерно, имеет ряд стадий: отдых, возврат, рекристаллизация. При отдыхе и возврате происходит первое изменение. Этот процесс происходит без изменения величины зерна. Возврат не имеет инкубационного периода и скорость его уменьшается по мере протекания процесса.

Характерно, что рекристаллизационные зерна зарождаются в деформированной матрице не беспорядочно, а преимущественно у

пересечения полос скольжения в напряженных местах по границам двойников и часто на свободной поверхности, ребрах или границах зерен.

На рост кристалла при рекристаллизации может влиять возврат, на скорость - количество примесей, т.е. чистота металла.

Рекристаллизация включает в себя два процесса: процесс зарождения нового зерна и процесс роста зерна. Первичная рекристаллизация делится на два периода: инкубационный, когда заметных изменений не происходит, и период роста новых зерен. При этом рост происходит с постоянной скоростью до достижения устойчивого равновесия. При дальнейшем повышении температуры рост возобновляется, происходит рост одних зерен за счет других. Этот период собирательной рекристаллизации называется вторичной рекристаллизацией.

Вальтером и Даном введено понятие третичной рекристаллизации. В третий период только одна часть зерна растет за счет разности энергий граней кристаллитов с различными индексами.

На кинетику рекристаллизации, как утверждают Э.Шмидт и В.Боас, влияют также примеси. При увеличении примесей на 0,01% скорость рекристаллизации может быть уменьшена на несколько порядков, так что температура рекристаллизации увеличивается на сотни градусов [132].

Ключевым вопросом теории рекристаллизации является вопрос о механизме формирования зародышей рекристаллизации.

В настоящее время имеется два основных типа теории зарождения центров рекристаллизации. Одна теория предполагает, что зародыши растут в сильно деформированных участках матрицы в результате последовательного ряда тепловых флуктуаций. Их рост происходит от начальных размеров, близких к атомным.

Согласно второму типу теории зародыши представляют собой мелкие блоки или кристаллы матрицы, подвергнутой холодной деформации. Инкубационный период является результатом малой начальной скорости роста блоков.

Однако эти теории не получили экспериментального подтверждения и не могли объяснить многих важных факторов, в том числе механизм образования текстур рекристаллизации, влияние легирования на температуру и скорость рекристаллизации.

Развитие теории дислокаций и экспериментальных методов позволили по новому подойти к объяснению механизма формирования зародышей рекристаллизации.

В последнее время появилась полигонизационная теория зародышеобразования, предложенная П.Беком [133], Р.Каном [134], А.Коттреллом [135], Ван-Бюреном [126] и др.

Согласно этой теории при нагреве наклепанного металла происходит перегруппировка дислокаций с образованием малых неискаженных областей решетки (полигонов), отделенных от соседних областей малоугловыми дислокационными границами

Границы некоторых из этих полигонов, вероятно более крупных и совершенных, вначале медленно перемещаются, поглощая при этом новые дислокации, и превращаются в зародыш. Было установлено, что предварительная полигонизация затрудняет рекристаллизацию. Исходя из этого Р.Кан пришел к выводу, что полигонизация и рекристаллизация являются конкурирующими процессами.

Исходя из указанных представлений можно сформулировать, что процесс рекристаллизации безусловно определяет величину зерна и равномерность структуры, и что рекристаллизация может быть вызвана определенной степенью деформации. Чем меньше деформация, тем больше требуется для рекристаллизации температура. Чем меньше

температура, тем больше для завершения рекристаллизации потребуется времени. Величина зерна в полуфабрикате определяется степенью деформации и временем нагрева.

Для определения роста зерна А.А Бочвар [136] предложил формулу

$$D = g(t - \tau),$$

где D - диаметр зерна;

g - линейная скорость роста зерна;

t - время роста зерна;

τ - момент зарождения центра зерна.

Таким образом, пользуясь строго научными данными по рекристаллизации того или иного металла, и, следовательно, пользуясь построенными диаграммами рекристаллизации для жаропрочных сплавов, можно разработать оптимальную технологию деформирования, обеспечивающую получение в изделиях равномерной структуры с соответствующими величине зерна прочностными характеристиками.

В результате исследований процессов рекристаллизации сплавов ЭИ437Б, ЭИ617, ЖС6КП:

- 1) построены диаграммы рекристаллизации в зависимости от температуры и степени деформации и времени;
- 2) изучен механизм формирования новых зерен;
- 3) определена кинетика образования разноразмерности.

На рис. 3.20 приведена пространственная диаграмма рекристаллизации сплава ЭИ437Б. Деформирование проводилось при температурах горячей обработки: 950; 1000; 1050; 1100; 1150; 1200; 1250; 1300°С и степенях деформации: 5; 10; 15; 20; 30; 40; 50; 60; 70; 80%. Отмечено, что при всех температурах и деформациях в пределах 1..4% рост зерна очень слабый. Несколько заметный рост отмечается при деформации 5% и выше, при 10..12% появляется первый максимум,

причем после деформации 15...20% зерно становится мельче и только в районе 50%, когда деформация приводит к равноосному зерну при двухчасовом отжиге 1080°C появляются в отдельных местах крупные зерна, видимо происходит растворение границ и слияние мелких зерен вследствие появления низких локальных энергий дефектов упаковки на их границы. При дальнейшем отжиге до 10 часов зерна становятся аномально крупными и происходит еще большее их увеличение за счет миграции границ и поглощения мелких зерен. Появляется второй максимум. При обычных условиях и режимах обработки этот максимум не обнаруживается. Результаты, полученные в работе [137], относятся лишь к частному случаю. Причем в этой работе указывается, что второй максимум образуется только после рекристаллизации обработки, когда размер зерна не превышает 0,25 мм. Рабочие деформации, как правило, осуществляются с деформациями при прокатке 15...25%.

На рис. 3.21 приведены диаграммы рекристаллизации сплавов ЭИ617, ЭИ929. Из диаграмм видно, что низкие степени деформации создают условия для роста крупных зерен. На рис. 3.22 приведена кинетика роста зерен сплава ЭИ437Б. В основном рост зерен идет за счет перемещения и растворения старых границ и образования новых. На рис. 3.23 показаны изменения величины зерна сплавов ЭИ437БВД, ЭИ598 в зависимости от температуры и времени выдержки при отжиге до термообработки и после термообработки. На основе этих данных установлено, что наилучшими показателями режима деформации следует считать температуру 1100°C и степень деформации 15...20%.

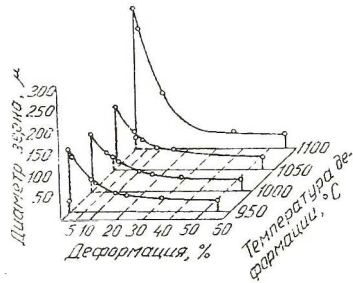


Рис. 3.20. Диаграмма рекристаллизации сплава ЭИ437Б

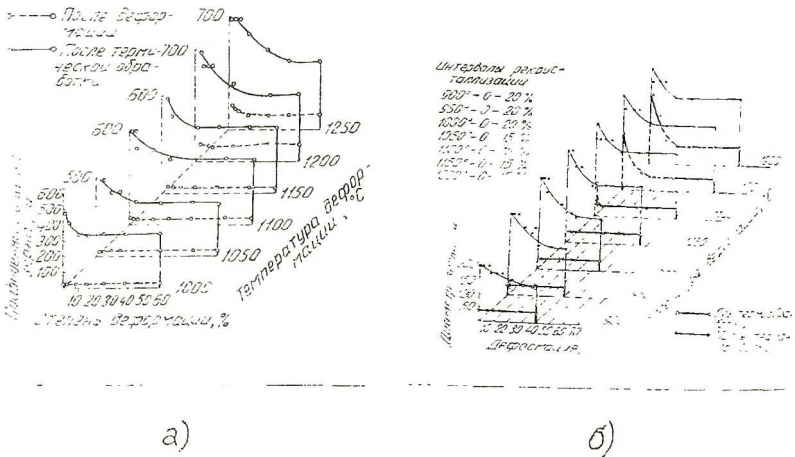


Рис. 3.21. Диаграммы рекристаллизации:

а) сплав ЭИ929;

б) ЭИ1617

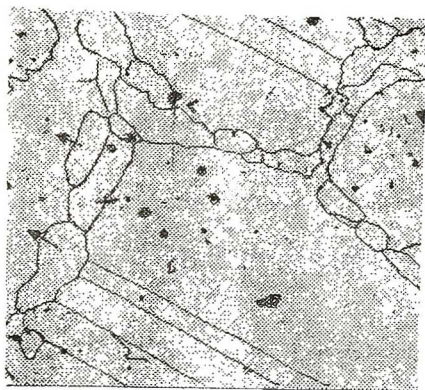


Рис. 3.22. Образование новых зерен на стыке границ, $\times 240$

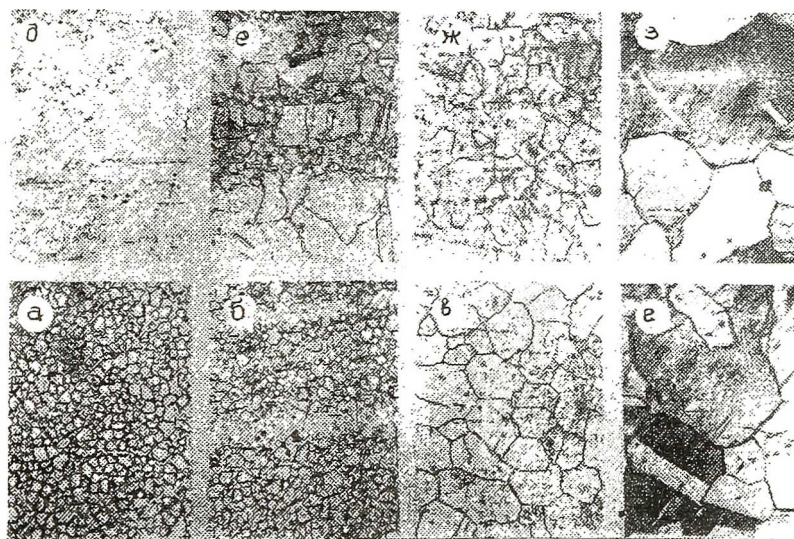


Рис. 3.23. Изменение величины зерна в зависимости от температуры и времени выдержки, $\times 120$:

- а) исходное состояние, сплав ЭИ437Б; б) $T=950^{\circ}\text{C}$, выдержка 180 мин; в) $T=1050^{\circ}\text{C}$, выдержка 180 мин; г) $T=1250^{\circ}\text{C}$, выдержка 180 мин; д) исходное состояние, сплав ЭИ598; е) $T=950^{\circ}\text{C}$, выдержка 180 мин; ж) $T=1050^{\circ}\text{C}$, выдержка 180 мин; з) $T=1250^{\circ}\text{C}$, выдержка 180 мин

Изучение условий закалки и старения показало, что оптимальные температуры следует выбирать на уровне порога рекристаллизации -20 -25 °С.

С целью выяснения условий зарождения и роста зерна были проведены исследования на образцах из сплава ЭИ437БВД.

Образцы размером 20x20x200 мм при температурах 950, 1000, 1050, 1100, 1150°С подвергались деформации на 1, 5, 10, 20, 30, 50%. Отмечено, что твердость с увеличением обжатия растет (рис. 3.24). Это изменение обусловлено упрочнением. Проведенные рентгеноструктурные и электронно-микроскопические исследования позволили получить сведения о структуре сплава при температуре 950°С и разных степенях деформации.

На рис. 3.25 показаны распад твердого раствора в процессе горячей деформации и образование метастабильной фазы γ' , когерентно связанной с матрицей. Частицы γ' фазы имеют круглую форму и равномерно распределены в структуре матрицы.

Изолированная от основного твердого раствора γ' фаза была исследована рентгенографически. Оказалось, что после деформации 5% частицы ее составляют 260 \AA . С увеличением обжатия до 20...60% они становятся мельче (до 170 \AA). Количество выделяющейся фазы при высоких степенях деформации несколько больше, чем наблюдалось при проведении электролитического растворения образцов. Это можно объяснить повышением плотности несовершенств кристаллической решетки сплава, что способствует увеличению числа центров фазы. Данное предположение подтверждается электронномикроскопически

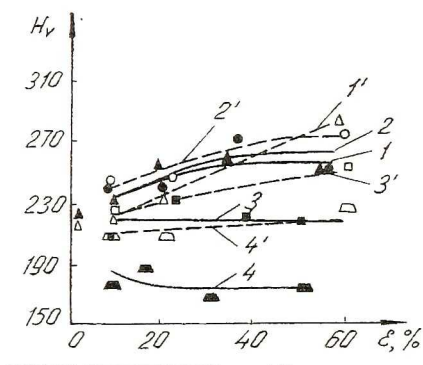


Рис. 3.24. Изменение твердости при разных степенях деформации:
1, 2, 3, 4 и 1', 2', 3', 4' - для сплавов ЭИ437Б и ЭИ437БВД соответственно

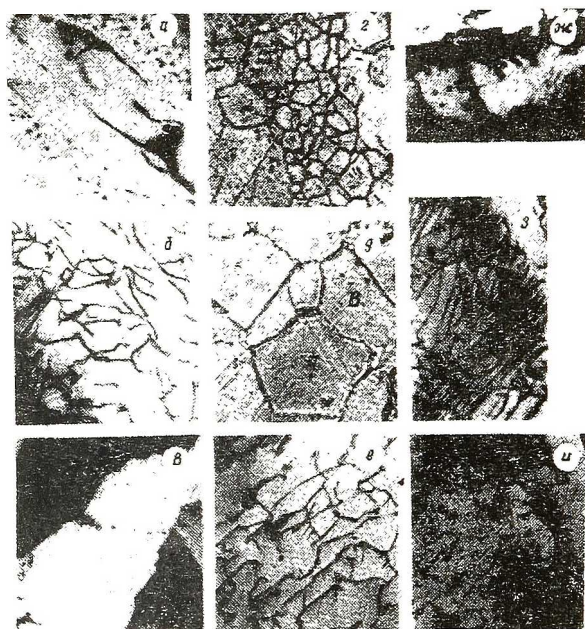


Рис. 3.25. Электронно-микроскопическая структура:

а) распад твердого раствора, видны частицы γ' фазы, сплав ЭИ437Б, $\times 24000$; б) полигонизационная структура с высокой плотностью дислокаций, $\times 24000$; в) образование нового зерна, видна новая ориентация стенок и влияние субзерен, сплав ЭИ437Б, $\times 24000$; г) в местах малых деформаций формируется крупное зерно, сплав ЭИ437Б, $\times 300$; д) рекристаллизованная крупнозернистая структура, в зернах видны блоки двойников и многоугольников, сплав ЭИ598, $\times 300$; е) полигонизованный участок у границы зерен, сплав ЭИ437Б, $\times 24000$; ж) формирование центров (зародыша) рекристаллизации у границы зерна, $T=1080^\circ\text{C}$, $\epsilon=60\%$, сплав ЭИ437Б, $\times 24000$; з) микрофрактография структуры субграниц с гексагональной сеткой дислокации, видны зародыши, $T=1000^\circ\text{C}$, сплав ЭИ437Б, $\times 24000$; и) центр зародыша рекристаллизации у границ зерна, сплав ЭИ437Б, $\times 24000$

Невысокая в общем плотность дислокации с повышением деформации несколько увеличивается. На основании этого исследования было установлено, что механизм образования зародыша и увеличение зерна прежде всего связаны с величиной деформации и до некоторой степени с фазой γ' . Если деформация находится в пределах 1...10%, то в металле образуется небольшое число мест с искаженной решеткой, что вызывает значительное ее несовершенство, высокое напряженное состояние, более высокую плотность дислокации по сравнению с окружением (рис. 3.25б). В процессе отжига эти места высокой энергии аннигилируются, атомные решетки за счет диффузионных процессов перестраиваются, как бы приходят в нормальное состояние, группируются и образуют зародыши; слияние групп зародышей формирует блоки. Новые зерна, состоящие из блоков, видны на рис. 3.25в. Слияние блоков в монокристаллическую группу образует зерно. Блоки разделяются стенками дислокаций. Следовательно, при низких деформациях появляется небольшое число искаженных сдвигом мест, которые служат зародышами. На рис. 3.25г в местах малых деформаций видны крупные новые зерна. При высоких деформациях (порядка 50% и выше) возникает большое число центров зародышей, зерно вырастает мелкое. Влияние частиц дисперсной фазы в работе [138] рассматривается как главный фактор, регулирующий рост зерна при рекристаллизации. Как показали исследования, это влияние незначительно. Закалка сплавов производится при высоких температурах (сплавы ЭИ437Б, например, при $T=1080^\circ\text{C}$), поэтому частицы упрочняющей фазы растворяются в твердом растворе и при росте зерен барьерами могут служить только нерастворимые частицы. Следовательно, решающим фактором, как показывают исследования, служит величина деформации, температура и чистота металла.

В итоге проведенной работы получены световые и электронно-эмиссионные микрофотографии сплавов ЭИ437Б, ЖС6КП и ЭИ598. На

рис. 3.25д стрелками показаны центры рекристаллизации, имеющие вид многоугольников. Здесь же отражено слияние столкновений центров рекристаллизации и стремление к уравниванию поверхностного натяжения на миграцию границ. Границы зерна А с числом сторон больше шести вогнутые, зерно равноосное. Границы зерна В с числом сторон меньше шести выпуклые. Зерна с гранями больше шести поглощают при рекристаллизации зерна, имеющие меньшее число сторон. На рис. 3.25е видна полигонизация у границы зерен. На рис. 3.25ж наблюдается формирование центров рекристаллизации у границы зерен (деформация 60%, нагрев 1080°C). На рис. 3.25з показана область, ограниченная с трех сторон малоугловой границей гексагональной сетки дислокаций. Такая пространственная искривленная сетка может возникнуть только при переползании дислокаций. С одной стороны границы области формирующегося зародыша совпадают с границей исходных зерен, т.е. границей с большим углом разориентировки. Случаи, показанные на рис. 3.25ж, различаются лишь плотностью дислокаций вне области зародыша. Здесь просматриваются дислокации, число которых достаточно для сильного роста угла разориентировки на поверхности зародыша. На рис. 3.25и видно, что перестройка дислокаций завершилась, но она дала лишь очень небольшой угол разориентировки, так как плотность дислокаций (конечная) оказалась малой. Наличие у зародышей малоугловой границы с одним из исходных зерен свидетельствует о том, что зародыш (показано стрелкой) представляет собой область решетки, принадлежавшей этому зерну. Это совпадает с наблюдениями С.С.Горелика. На рис. 3.26 наблюдаются выросшие центры рекристаллизации у границ зерен и двойников (сплав ЭИ598). На рис. 3.27 фиксируется выросший центр рекристаллизации

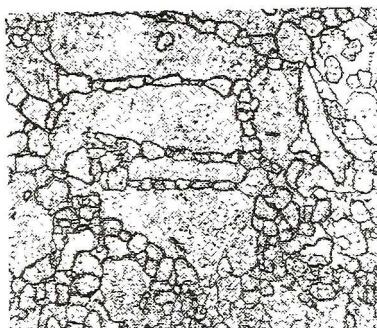


Рис. 3.26. Выросшие центры рекристаллизации по границам зерен: сплав ЭИ598, $\times 200$



Рис. 3.27. Выросший центр рекристаллизации у границ зерен и двойника: сплав ЭИ437Б, $\times 24000$

сплава ЭИ437Б на границе зерна и двойника. На рис. 3.28а видны зерна вторичной рекристаллизации, образовавшиеся из-за неравномерного распределения и растворения частиц кубической карбидной фазы. Это объясняется повышенным содержанием хрома и углерода. На рис. 3.28б основная частица кубического карбида сохранилась внутри, зерно выросло. Почти во всех случаях наблюдается преимущественное формирование центров рекристаллизации у границ зерен деформированного металла. На рис. 3.28г показаны полигонизированная структура и двойник сплава ЭИ437Б. Как известно, схемы напряженного состояния, например, при осадке или прокатке, имеют свою специфичность. Если образцы осаждены, а затем прокатаны, то по высоте они имеют равномерную структуру. Исследования показали, что центральная и периферийная части образца отличаются по степени развития рекристаллизации, по характеру распределения и количеству карбидной и γ' фазы. Например, при осадке заданная деформация находится на 1/3 высоты образца. Если при прокатке деформация меньше критической, то верхние слои деформируются сильнее, если выше критической, т.е. $l/H > 0,5$ примерно не менее, чем на 40%, то деформация в центре выше, чем на периферии. При осадке и прокатке были взяты пластины для исследования из зон, соответствующих заданной степени деформации. Съемка рентгенограмм с образцов, деформированных при температуре 950°C, показала, что при деформации 3 и 5% количество рекристаллизованных зерен мало отличается от исходного. То же наблюдается и на электронно-микроскопических снимках. На линиях рентгенограмм образцов, деформированных с $\epsilon = 34\%$, видно большое количество точечных рефлексов (рис. 3.28д). Это свидетельствует об интенсивной рекристаллизации. Количество рекристаллизованных зерен резко возрастает. Помимо одиночных, встречаются целые группы зерен. Обращает на себя внимание, что образование зародышей в основном

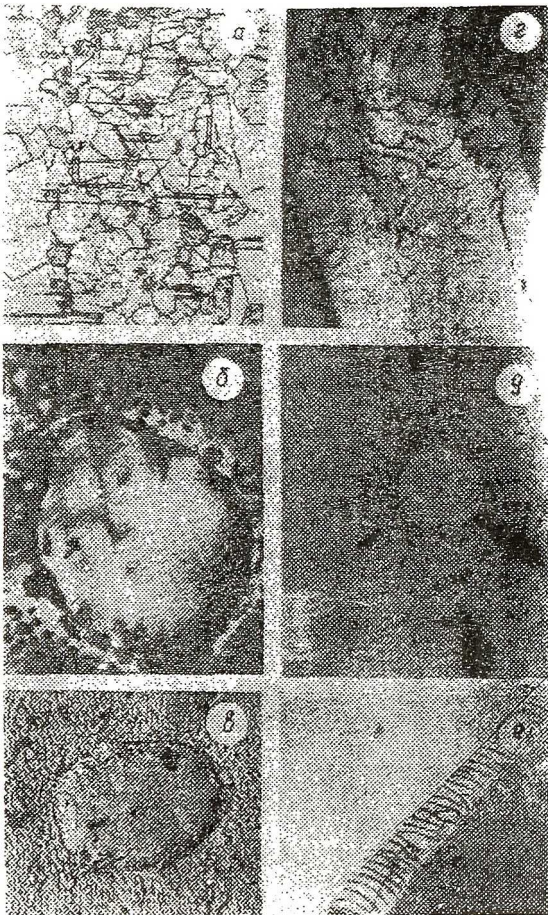


Рис. 3.28. Рекристаллизация:

а) зерна вторичной рекристаллизации, сплав ОИ437Б, $\times 300$; б) кубический карбид $Cr_{23}C_6$ послужил центром роста нового зерна, сплав ОИ437Б, $\times 24000$; в) кубический карбид в центре рекристаллизованного зерна, сплав ЖС6КП, $\times 10000$; г) образовавшиеся двойники после рекристаллизации, видна субструктура, сплав ОИ929, $\times 24000$; д) на линиях рентгенограмм видно большое число рефлексов; е) винтовые дислокации, сплав ОИ437Б

происходит в местах наибольших деформаций и напряжений в зонах, находящихся на границе зерен. Этот факт подтверждает, что зарождение центров рекристаллизации происходит в местах наибольших искажений решеток, т.е. имеющих высокую плотность дислокаций.

На рис. 3.28е наблюдается большое скопление винтовых дислокаций. В этом месте появился зародыш, дислокации аннигилируют. Это также подтверждает, что зародыш образуется в областях, ограниченных малоугловой границей, т.е. в наиболее искривленной части с гексагональной сеткой. Отсюда следует, что такие сетки образуются в результате переползания дислокаций с одной стороны границ в области формирующегося зародыша и совпадают с границей исходных зерен, имеющих большой угол разориентировки. Отмечено также, что стыки больше трех границ нестабильны (сплав ЭИ598).

Таким образом, металлографические и рентгеноструктурные исследования показали, что зародыши образуются в первую очередь в областях максимального скольжения, носящего турбулентный характер, при деформации более 15%. Атомные решетки в этих местах имеют наибольшие искажения. Нагрев способствует уменьшению энергии и там, где плотность дислокаций значительная, происходит их частичная аннигиляция, параметры атомных решеток принимают нормальное положение. При этом образуются группы уже неискаженных решеток, проходит процесс коалесценции, возникают субзерна (блоки), которые затем, сливаясь, образуют мелкие зерна (первая стадия рекристаллизации). В последующем при миграции и растворении границ мелкие зерна сливаются.

При деформации менее 15% фрагментируются только отдельные зерна (некоторые кристаллиты разбиваются на блоки). Много остается старых зерен. В этом случае наблюдается два механизма образования

зерен. Процесс протекает за счет миграции границ фрагментов и старых зерен.

Зародышами могут служить поры, скопления примесных атомов, первичные и вторичные фазы, а также инородные включения. В процессе деформации вокруг инородных частиц образуется среда из резко искаженных атомных решеток с высокой плотностью дислокаций. Уменьшение объемной энергии при отжиге и закалке способствует образованию зародыша, в середине которого оказываются инородные частицы.

Основную роль, как в возникновении зародыша, так и в росте зерна играет деформация. Включениям и частицам дисперсных фаз отводится роль препятствий, однако при росте крупных аномальных зерен, особенно в жаропрочных сплавах, они служат слабой преградой. Внутри зерен нередко наблюдаются целые группы карбонитридов и кубических карбидов.

Большое влияние на образование зародышей и их рост оказывает геометрическая форма инструмента.

Процессы рекристаллизации в однофазных и жаропрочных многофазных сплавах резко отличаются. Формирование кристаллов протекает специфично, так как в однофазных сплавах нет фазовой перекристаллизации и решающее значение имеет условие деформации. При неравномерной деформации почти всегда формируется неоднородное зерно и термической обработкой выровнять размер кристаллитов, как правило, почти не удается. Для получения равномерной и оптимальной структуры необходимо осуществлять деформацию при схемах напряженного состояния, обеспечивающих однородность деформации, а термообработку при температурах, не превышающих верхний порог рекристаллизации более чем на 15...20°C.

3.6.1. Исследование рекристаллизации сплавов ХН68ВМТЮК - ВД, ХН45ВМТЮБР - ИД, ВТ9, ВТ20

В деформируемых жаропрочных сплавах, которые в процессе термической обработки не испытывают фазовой перекристаллизации, рекристаллизация обработки является единственным процессом, определяющим конечный размер зерна.

Особенности процесса рекристаллизации и, в частности, собирательной рекристаллизации, изучались металлографическим методом с построением трехмерных диаграмм, показывающих изменение величины зерна в зависимости от степени деформации и температуры (рис. 3.29...3.32).

Проведенными исследованиями показано, что важнейшими закономерностями рекристаллизации в жаропрочных сплавах, которые отличают их от обычных сталей, являются высокая температура начала рекристаллизации и малая скорость ее протекания при горячей обработке давлением. Примеси, химическая неоднородность и скорость деформации оказывают значительное влияние на процесс рекристаллизации этих сплавов.

Как уже отмечалось, существует определенная связь между скоростью деформации и рекристаллизации обработки жаропрочных сплавов. Сравнение диаграмм рекристаллизации, построенных для жаропрочного сплава ХН68ВМТЮК-ВД при статической и динамической скорости деформации (рис. 3.33), показало следующую картину. При температурах 900, 950, 1000°C и динамической скорости интервал критических деформаций получается шире, чем при статической деформации. В районе температур 1050...1100°C как при

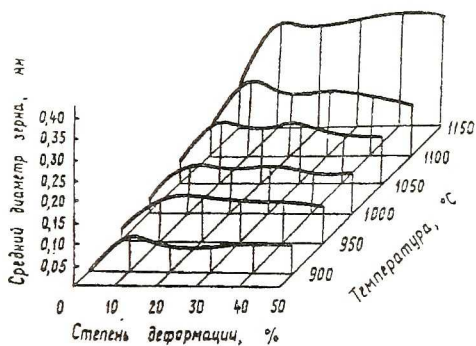


Рис. 3.29. Диаграмма рекристаллизации сплава ХН45МВТЮБР-ИД

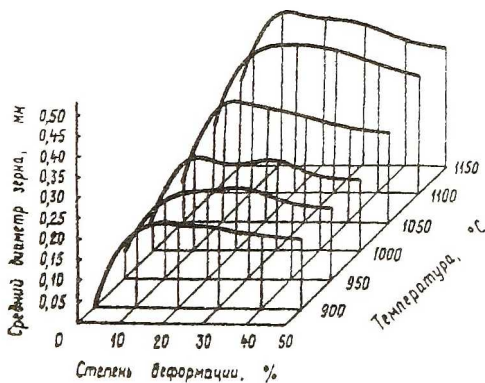


Рис. 3.30. Диаграмма рекристаллизации сплава ХН168ВМТЮК-ВД

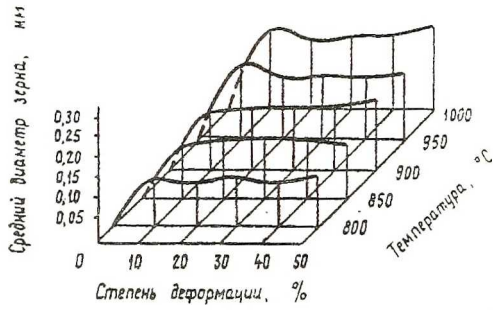


Рис. 3.31. Диаграмма рекристаллизации сплава ВТ9

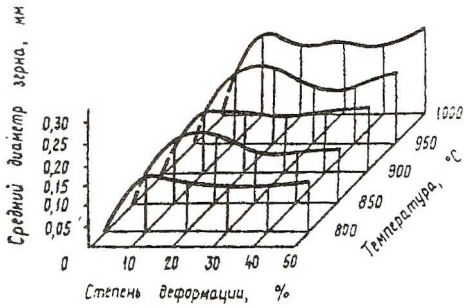


Рис. 3.32. Диаграмма рекристаллизации сплава ВТ20

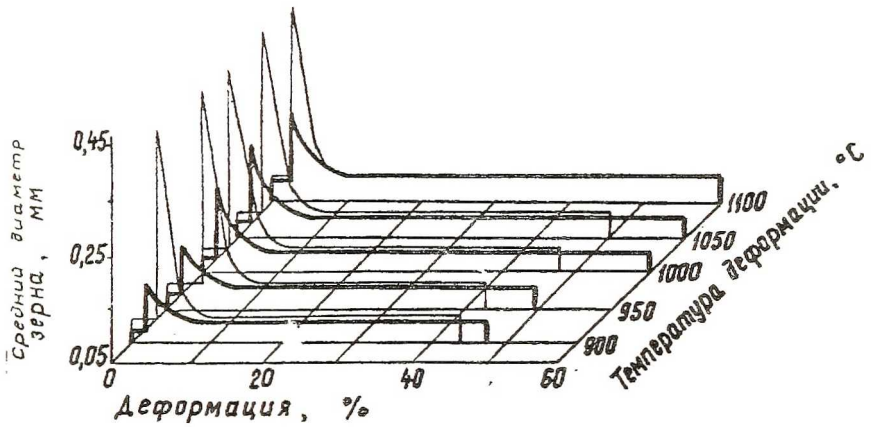


Рис. 3.33. Диаграммы рекристаллизации сплава ХН68ВМТЮК-ВД при статической и динамической скорости деформации:

- скорость деформирования 0,5...2,5 м/с;
- скорость деформирования 5...10 м/с

статической, так и при динамической деформации, интервалы критических деформаций практически не изменяются. Это можно объяснить скоростью разупрочняющих процессов в пределах скоростей, исследованных в работе. В этом случае при разных скоростях деформации процесс соответствует смешанному или горячему процессу. Поэтому скорость заметного влияния на рекристаллизацию не оказывает.

Следует также отметить, что введение небольших количеств примесей, например, сотых долей процента углерода в железе, уже создает необходимые условия для рекристаллизации.

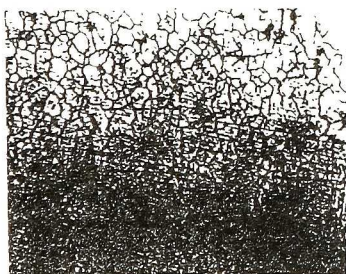
Очевидно, подвижность дислокаций в очень чистых металлах столь велика, что полигонизация быстро приводит к устранению равновесных и однородно полигонизированных границ. Примесные атомы уменьшают подвижность дислокаций и тем самым облегчают создание необходимого структурного контраста.

Особенность рекристаллизации в сплавах со сложным химическим составом заключается в том, что она развивается крайне неравномерно по всему объему с образованием мелких и крупных кристаллических образований в форме чередующихся полос, а в отдельных случаях зон с крупными кристаллитами (рис. 3.34). Образование такой неравномерной структуры в процессе рекристаллизации, наряду с другими причинами, определяется следующими факторами:

- микрохимической неоднородностью кристаллов;
- микрохимической неоднородностью или общей зональной ликвацией в слитке;
- ликвацией легирующих элементов при высоком содержании последних;
- неравномерным распределением в сплаве примесей при их высоком содержании;



а)



б)

Рис. 3 34. Рекристаллизованная структура сплава ХН45МВТЮБР-ИД,
x400

• неравномерной деформацией.

Следовательно, неравномерную рекристаллизацию в жаропрочных и титановых сплавах обуславливают металлургическая природа металла или метод выплавки слитков, способы и материалы, применяемые при рафинировании и раскислении, чистота исходной шихты материалов.

Высказанные предположения подтверждаются приведенными исследованиями рекристаллизации сплавов ХН68ВМТЮК-ВД, ХН45МВТЮБР-ИД, ВТ9 и ВТ20. Исследованиями структурного и фазового состояния жаропрочных сплавов ХН68ВМТЮК-ВД, ХН45МВТЮБР-ИД и титановых сплавов ВТ9 и ВТ20 установлено, что диаграммы рекристаллизации показывают определенные закономерности роста зерен в зависимости от температуры и степени деформации. Докритическая степень деформации независимо от температуры оказывает определенное действие, при этом наблюдается очень слабое протекание рекристаллизации, небольшое образование зародышей за счет слияния отдельных коалесцированных групп атомных решеток. Величина зародышей небольшая, и в этих областях еще наблюдаются старые зерна. При критической деформации равной 8...12% кинетика рекристаллизации осуществляется за счет поглощения одних фрагментов зерен другими, имеющими большую потенциальную энергию, в результате чего зерно становится крупным.

Рекристаллизация, протекающая при закритических деформациях и температурах выше порога рекристаллизации, обеспечивает рост зерен из зародышевых центров, где энергия дефектов упаковки имеет более высокую величину, а также имеется большая угловая разориентация. В первую очередь сливаются за счет коалесценции групповые области, имеющие наибольшее искажение решеток, так как высокая температура способствует снятию напряжений третьего рода. Затем после коалесценции формируется полигональная структура. В дальнейшем формирование зерна происходит путем слияния полигонов во

фрагменты, этому способствует аннигиляция стенок, состоящих из дислокаций. После образования фрагментированной или мозаичной структуры происходит слияние фрагментов и образование целого зерна. Величина зерна обуславливается механизмом первичной, вторичной или собирательной рекристаллизации.

Заправкой зарождения могут быть и области неискаженных атомных решеток, но при условии, когда соседние области имеют высокую энергию и большую разориентацию.

Анализ микроструктуры показывает определенную разницу строения жаропрочных сплавов ХН68ВМТЮК-ВД и ХН45МВТЮБР-ИД. Например, присутствие бора в сплаве ХН45МВТЮБР-ИД способствует измельчению зерна, а мелкодисперсные бориды, располагающиеся в основном по границам зерен, служат барьерами, что по существу выравнивает рост зерна. Но это одновременно как бы огрубляет структуру и снижает пластичность металла. Такие сплавы склонны при деформации к растрескиванию. Применение высоких скоростей, более 1,5 м/с, нежелательно, так как при высоких скоростях в результате большой разориентации зерен и слабых атомных связей на границе в металле по границе образуются трещины. Это явление еще раз объясняется тем, что дислокации локализуются вокруг боридных частиц, при этом создаются в этих местах высокие напряжения. Избежать этого дефекта возможно лишь при снижении скоростей деформирования и переводе боридов в твердый раствор.

Диаграмма рекристаллизации сплава ХН68ВМТЮК-ВД показывает, что для получения мелкой структуры рекомендуется горячую деформацию при раскатке осуществлять за одну операцию (вынос) не ниже 20%. Причем температура должна быть не выше порога рекристаллизации, а для получения по объему более равномерной структуры очаг деформации должен быть низким.

4. ИССЛЕДОВАНИЕ ФОРМОИЗМЕНЕНИЯ АНИЗОТРОПНЫХ МАТЕРИАЛОВ В КАЛИБРАХ СЛОЖНОЙ ФОРМЫ И РАЗРАБОТКА РАЦИОНАЛЬНЫХ КАЛИБРОВОК ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ПРОФИЛЬНЫХ КОЛЬЦЕВЫХ ЗАГОТОВОК АВИАЦИОННЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ

В результате определения основных технологических параметров процесса изготовления кольцевых профилей авиационных двигателей был выявлен предпочтительный очаг деформации, кинематические условия и термомеханические режимы процесса раскатки.

Теперь необходимо создать деформирующий инструмент, который позволил бы реализовать полученные результаты.

В данном случае для процесса раскатки это выражается в установлении определенных схем и расчетных методов калибрования кольцевых профилей.

Таким образом, схема и методы калибрования являются одним из основных параметров, определяющих процесс.

Для создания оптимальных калибровок необходимо обеспечить следующие условия: выбор схемы калибрования, подбор оптимальной формы калибров, их хорошее сочленение. При этом следует стремиться к минимальному количеству калибров. Вытяжки, механические свойства во всех компонентах профиля должны быть равны, форма калибра должна быть заполнена металлом полностью, но образование заусенцев недопустимо.

В основу разработки методов калибровки положены известные теоретические закономерности отечественных и зарубежных ученых, полученные при изучении продольной прокатки [69...72].

Однако эти работы только частично освещают вопросы профильной раскатки ввиду того, что этот процесс имеет существенное

отличие от процесса продольной прокатки. При раскатке колец в результате сближения верхнего валка с нижним высотные размеры профиля уменьшаются, а диаметр увеличивается. Следовательно, в этом случае схема напряженного состояния, силовые параметры и структура меняются с каждым оборотом кольца.

В целях изыскания и создания высокоэффективного метода раскатки профильных колец авиационных двигателей в данном разделе описано влияние геометрических размеров заготовки, формы калибров и схемы последовательного изменения профиля на структуру, механические свойства и коэффициент использования металла.

Раскатка колец производилась на раскатной машине модели РМ1200. Материалом служили жаропрочные (ХН68ВМТЮК-ВД, ХН45МВТЮБР-ИД) и титановые (ВТ9, ВТ20) сплавы.

4.1. Сортамент кольцевых профилей авиационных двигателей

Вся номенклатура кольцевых профилей отечественного авиационного двигателестроения составляет более 10 000 наименований.

Для того, чтобы определиться с направлениями по разработке методик многокалиберной раскатки, вся упомянутая номенклатура кольцевых профилей может быть классифицирована по способу калибровки в четыре группы, которые объединяют 17 подгрупп (табл. 4.1):

1) кольца прямоугольного и незначительно отличающиеся от прямоугольного профиля:

1.1) собственно прямоугольные;

1.2) незначительно отличающиеся от прямоугольных;

Таблица 4.1

Классификация кольцевых профилей

Классификация профилей	Наименование профилей	Тип профиля
1	2	3
1	1.1	
	1.2	
	1.3	
2	2.1	
	2.2	
	2.3	
	2.4	
	2.5	

Продолжение табл. 4.1

1	2	3
2	2.6	
3	3.1	
	3.2	
	3.3	
4	4.1	
	4.2	
	4.3	
	4.4	
	4.5	

1.3) конические;

2) кольца швеллерные с тонкими высокими фланцами:

2.1) швеллерные с наружными фланцами;

2.2) швеллерные с внутренними фланцами;

2.3) Г-образные с наружными фланцами;

2.4) Г-образные с внутренними фланцами;

2.5) полутор с наружными фланцами;

2.6) полутор с внутренними фланцами;

3) кольца швеллерные и балочные с толстыми фланцами:

3.1) швеллерные с наружными фланцами;

3.2) швеллерные с внутренними фланцами;

3.3) балочные;

4) кольца тавровые:

4.1) тавровые с наружным фланцем;

4.2) тавровые с внутренним фланцем;

4.3) крестообразные;

4.4) спаренные тавровые с наружными фланцами;

4.5) спаренные тавровые с внутренними фланцами.

Все эти кольцевые профили изготавливаются из жаропрочных на никелевой основе, титановых и других сплавов.

Приведенные в табл. 4.1 группы кольцевых профилей примерно по распространенности в конструкции современного авиационного двигателя подразделяются следующим образом: 1 - 40%; 2 - 30%; 3 - 25%; 4 - 5%.

Рассмотрим кольца различных групп.

Первая группа представляет собой кольца простого сечения, которые технологически не представляют особых затруднений. Как показал опыт их изготовления, они могут быть получены по однокалиберной схеме калибровки с обеспечением необходимых физико-

механических эксплуатационных характеристик, поэтому в работе основное внимание уделено вопросам изготовления колец 2...4 групп.

Необходимо было установить возможность их получения по однокалиберной и многокалиберной схеме с обеспечением вышеприведенных условий калибрования, а также низкого очага деформации.

4.2. Исследование схем калибровок при раскатке профильных кольцевых заготовок авиационных двигателей

Как установлено ранее, для обеспечения высокого качества кольца необходим низкий очаг деформации. Рассмотрим, можно ли его получить при однокалиберной либо многокалиберной раскатке применительно к фланцевым заготовкам, и в случае необходимости многокалиберной раскатки следует установить число и последовательность калибров.

Кроме того, необходимо знать влияние формы инструмента на механические свойства и структуру кольцевых изделий. В частности, нужно изучить влияние раскатки с уширением и без уширения закрытого швеллерного профиля и аналогичного профиля со стесненной деформацией.

В случае однокалиберной схемы в качестве примера рассмотрим использование заготовки с высоким очагом деформации $\varnothing 200 \times \varnothing 80 \times 58$. В случае многокалиберной схемы воспользуемся заготовкой с низким очагом деформации $\varnothing 256 \times \varnothing 216 \times 85$.

Температурные режимы раскатки заготовок приведены в табл. 4.2. Эти режимы выбирались с учетом получения в горячем состоянии необходимой технологической пластичности и высокой однородности структуры и повышенных свойств.

Раскатка по многокалиберной схеме применительно к промежуточному кольцу дисков компрессора высокого давления производилась в специально разработанной оснастке в четыре перехода

Температурно-временные режимы раскатки колец

Марка сплава	Наимен. операции раскатки	Темпер., °С		Время выдержки, мин
		начало деформации	конец деформации	
ХН68ВМТЮ-ВД	<u>Для тонкостенных заготовок</u>			
	Ящичный калибр	1000	800	20...25
	Разгонный калибр	1160	950	20...25
	Предчистойой калибр	1000	800	15...20
	Чистойой калибр	1000	800	10...15
	<u>Для толстостенных заготовок</u>			
	1 переход	1160	950	50...60
	2 переход	1160	950	10...15
3 переход	1160	950	10...15	
ВТ9	<u>Для тонкостенных заготовок</u>			
	Ящичный калибр	950	800	15...20
	Разгонный калибр	980	850	15...20
	Предчистойой калибр	950	800	10...15
	Чистойой калибр	950	800	10...15
	<u>Для толстостенных заготовок</u>			
	1 переход	980	850	30...40
	2 переход	980	850	10...15
3 переход	980	850	10...15	

(рис. 4.1.1). Раскатка по однокалиберной схеме производилась в чистовом калибре той же калибровки.

Как видно из рис. 4.1.2, по однокалиберной схеме раскатки колец наблюдается незаполнение калибра, фланцы невыполнены на 10...12 мм.

Метод последовательного получения окончательной формы кольца включает в себя не менее 3-4 переходов, как будет показано ниже. Поэтому рассмотрим четырехкалиберную схему калибровки.

Раскатка по четырехкалиберной схеме обеспечивает высокую заполняемость калибра (см. рис. 4.1.1): коэффициент использования металла возрос с 0,15 до 0,4, трудоемкость снизилась на 30% (рис. 4.2).

В результате исследований также установлено, что раскатка кольцевых заготовок на гладкой бочке в ящичных калибрах и П-образных с уширением из высоких заготовок, т. е. с высоким очагом деформации, дает пониженные механические свойства и неоднородную грубую структуру. Раскатка колец в тех же случаях, но из заготовок с низким очагом деформации и без уширения, способствует измельчению зерен и повышению механических свойств (см. рис. 4.1.1, 4.1.2, 4.3).

В табл. 4.3 приведены сравнительные механические свойства. Из этой таблицы явствует, что более высокие механические свойства получены по второму способу. Это объясняется тем, что процесс раскатки при втором способе обеспечивает более полное протекание в объеме сдвиговой деформации. В результате динамической, спонтанной и статической рекристаллизации зерно в основном растет из зародышей и формируется в более мелкие зерна равной величины. Границы при



Рис. 4.1.1. Структура кольца, полученного из низкой заготовки методом раскатки с низким очагом деформации. сплав ХН68ВМТЮК-ВД. Зерно однородное мелкое. $\times 1$

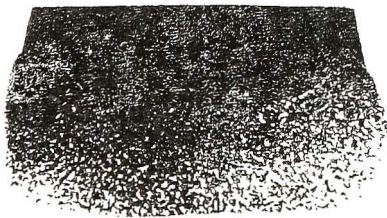


Рис. 4.1.2. Структура кольца, полученного из высокой заготовки методом выдавливания с высоким очагом деформации. сплав ХН68ВМТЮК-ВД. Структура разнoзернистая. $\times 1$

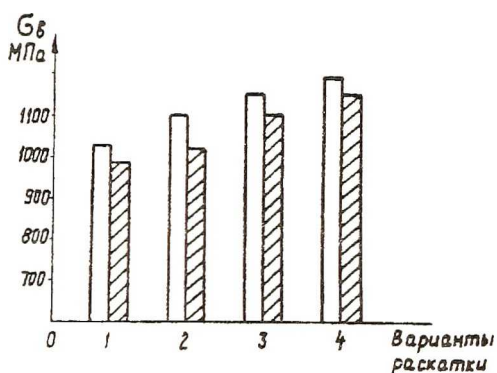


Рис. 4.3. Диаграмма зависимости прочности раскатных колец от схемы напряженного состояния (формы инструмента) для сплавов ХН68ВМТЮК-ВД и ВТ9:

- 1 - раскатка на гладких валках с уширением;
- 2 - раскатка в ящичном калибре без уширения;
- 3 - раскатка в П-образном калибре с уширением из заготовки с высоким очагом деформации;
- 4 - раскатка в П-образном калибре без уширения с боковым обжатием из заготовки с низким очагом деформации;

- сплав ХН68ВМТЮК-ВД;

- сплав ВТ9

Таблица 4.3

Механические свойства колец, раскатанных из высоких (первый способ) и низких (второй способ) заготовок

Материал	Способ изготовления	$\sigma_{B,2}$ МПа	$\sigma_{s,2}$ МПа	δ , %	ψ , %	КСУ, Дж/см ²	НВ, МПа
ХН68ВМГЮК-ВД	первый способ	1005	656	27,8	26,0	70	3250
	второй способ	1190	880	34,8	36,0	76	3270
ВТ9	первый способ	1050	-	12,0	20,0	37	3400
	второй способ	1210	-	14,0	25,8	60	3700

этом состоянии становятся более тонкими и атомные связи между зернами за счет этого повышаются. Замечено также, что избыточные фазы разделяются на мелкие фрагменты и распределяются равномерно по объему металла. Это обеспечивает повышение не только прочностных, но и пластических свойств.

Снижение механических свойств при первом способе объясняется образованием гетерогенных и грубых структур.

На основании вышеприведенных сравнительных исследований можно утверждать, что явными преимуществами обладает схема раскатки с низким очагом деформации в стесненных условиях. Она обеспечивает повышенные механические свойства, так как стесненный метод деформирования создает более высокое напряженное состояние и способствует получению более тонких ажурных профилей, максимально приближенных по геометрии к окончательным размерам детали.

На основе проведенных исследований можно дать несколько рекомендаций:

- для получения равномерной структуры и зерна заданной величины при раскатке колец из жаропрочных сплавов типа ХН68ВМТЮК-ВД, ХН45МВТЮБР-ИД и титановых сплавов типа ВТ9 и ВТ20 температурный интервал следует выбирать с учетом обеспечения конца деформации ниже порога рекристаллизации;
- для обеспечения высокой пластичности и прочности раскатку колец следует производить из заготовок с низким очагом деформации в калибрах со стесненными условиями деформации.

4.3. Расчеты калибровок для колец авиационных двигателей швеллерного, балочного и таврового профилей

Основываясь на анализе номенклатуры кольцевых деталей авиационных двигателей, ее классификации, а также на известных методах калибровки прямолинейных профилей, используемых в продольной прокатке, были разработаны три основных метода калибрования колец: метод совместной раскатки со сверткой, метод балки и метод тавра, которые охватывают всю вышеупомянутую номенклатуру.

Метод балки предусматривает использование разрезного калибра, в котором осуществляется предварительное формирование профиля кольца, после чего осуществляется раскатка с обеспечением оптимальных условий калибровки (рис. 4.4).

Как показал опыт, метод балки наиболее эффективен для колец с толстыми высокими фланцами. Следовательно, по этому способу можно рассчитать третью группу кольцевых профилей авиационных двигателей. В данном случае необходимо установить геометрические соотношения параметров раскатных колец.

Исследованиями В.Н.Зиновьева [18] установлена возможность получения фланцевых профилей швеллерного типа, имеющих невысокие "толстые" фланцы, однокалиберной раскаткой. Отношение ширины фланцев к общей ширине профиля $\frac{2a_{\phi}}{B}$ находится в диапазоне 0,22...0,64

при соотношении высоты фланца к его толщине $\frac{h_{\phi}}{a_{\phi}} = 0,55...1,25$

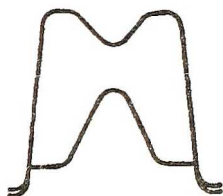
Как показал опыт и наши исследования, для выбранных типовых жаропрочных и титановых сплавов, расчет калибровки валков



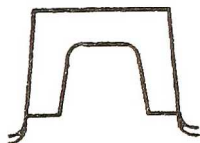
Исходная заготовка



Ящичный калибр



Разрезной калибр



Чистой калибр

Рис. 4.4. Схема калибровки по способу балки

Этот метод позволяет получать профили с открытыми фланцами (рис. 4.5) при соотношениях геометрических параметров профиля:

$$\frac{h_{\Phi}}{a_{\Phi}} \leq 2,0 \dots 2,5; \frac{2a_{\Phi}}{b_{ш}} \geq 0,30 \dots 0,55; \frac{S_0 - S_{ш}}{h_{\Phi}} \geq 2,3 \dots 2,8, \quad (4.1)$$

где h_{Φ} - высота фланца;

a_{Φ} - толщина фланца;

$b_{ш}$ - ширина шейки;

S_0 - высота профиля исходной заготовки;

$S_{ш}$ - толщина шейки.

Для профилей с закрытыми фланцами (рис. 4.6) эти соотношения выглядят следующим образом:

$$\frac{h_{\Phi}}{a_{\Phi}} \leq 1,5 \dots 2,0; \frac{2a_{\Phi}}{b_{ш}} \geq 0,30 \dots 0,55; \frac{S_0 - S_{ш}}{h_{\Phi}} \geq 2,3 \dots 2,8. \quad (4.2)$$

При величинах соотношений (4.1), (4.2), не укладывающихся в указанные диапазоны для швеллерных профилей, что соответствует второй группе классификатора, необходимо использовать комплексный метод одновременной раскатки со сверткой (рис. 4.8).

Этот метод позволяет получать кольца со следующими соотношениями геометрических параметров для принятых сплавов (см. рис. 4.5):

$$\frac{h_{\Phi}}{a_{\Phi}} \leq 10; \frac{2a_{\Phi}}{b_{ш}} \geq 0,30; \frac{S_0 - S_{ш}}{h_{\Phi}} \geq 0,20. \quad (4.3)$$

Исследованиями В.Н.Зиновьева [18] были установлены ограничения на метод однокалиберной раскатки тавровых профилей. Этот метод позволяет выполнить профили с отношением ширины фланца к общей ширине профиля (рис. 4.7).



Рис. 4.5. Профиль швеллерного типа с открытыми фланцами

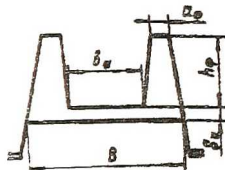


Рис. 4.6. Профиль швеллерного типа с закрытыми фланцами

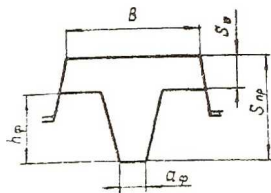


Рис. 4.7 Профиль таврового типа

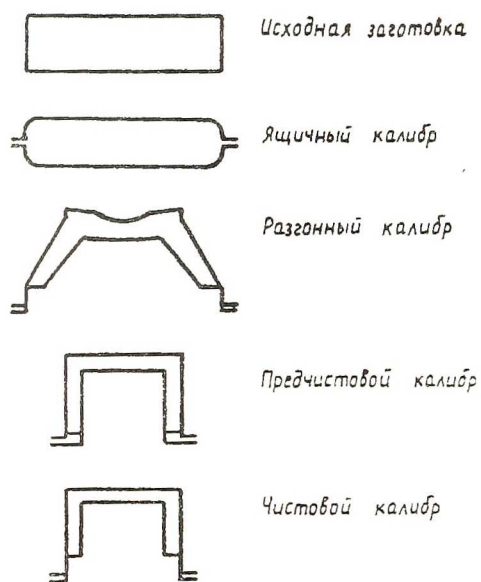


Рис. 4.8. Схема калибровки по методу совместной раскатки со сверткой

$$\frac{a_{\Phi}}{B} = 0,25 \dots 0,75$$

при отношении высоты фланца к его толщине $\frac{h_{\Phi}}{a_{\Phi}} = 0,73 \dots 1,79$.

Для деталей четвертой группы в данной работе разработан метод тавра (рис. 4.9). Он заключается в том, что в черновом калибре производится предварительное оформление тавра, а чистовой калибр обеспечивает получение окончательного профиля кольца. Калибровка валков по методу тавра в три перехода предусматривает получение следующих соотношений параметров профиля применительно к используемым сплавам (см. рис. 4.7):

$$\frac{h_{\Phi}}{a_{\Phi}} \leq 2,4; \quad \frac{B}{a_{\Phi}} \leq 5,6; \quad \frac{S_0}{S_{np}} \geq 1,55, \quad (4.4)$$

где S_{np} - высота профиля после раскатки в чистовом калибре.

При соотношениях, отличных от приведенных в (4.4.), количество переходов увеличивается.

Во всех предлагаемых методах предусмотрен ящичный калибр, назначение которого состоит в сглаживании огранки и выведении разностенности в исходной заготовке.

Прежде чем перейти к описанию методик расчета калибровок, следует сразу отметить, что соотношения геометрических параметров калибров взяты с использованием известных работ Б.П.Бахтинова, Тафеля, Тринкса, А.П.Чекмарева, П.И.Полухина [69...72, 75]. Численные коэффициенты выбранных величин получены экспериментально.

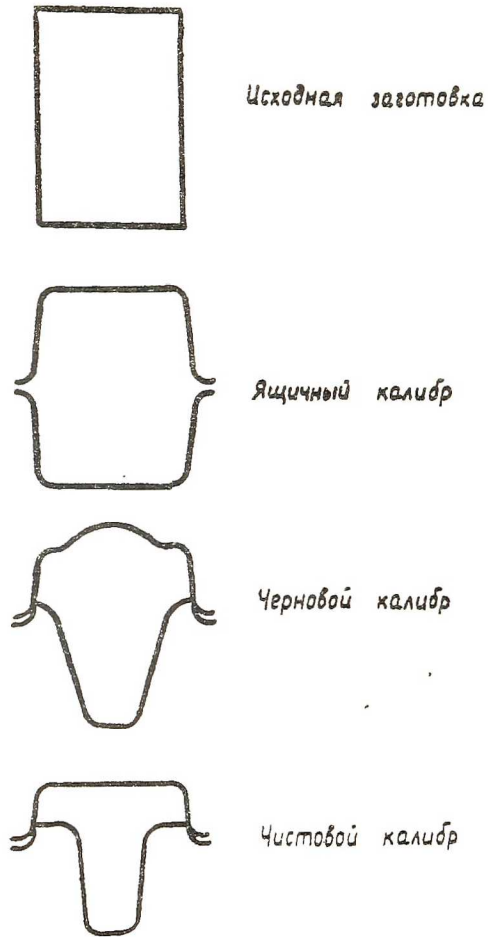


Рис 4.9. Схема калибровки по методу тавра

4.3.1. Методика расчета калибровок кольцевых заготовок швеллерного типа по способу совместной раскатки со сверткой

Для раската колец швеллерного типа с тонкими высокими фланцами выбрана многокалиберная схема раскатки (см. рис. 4.8).

Первая операция раскатки кольца проводится в ящичном калибре. Эта операция характеризуется сглаживанием граней, выведением разностенности и овала при использовании ковальной заготовки, а также оформлением уклонов и радиусов на торцах и кромках заготовок, что при раскатке в последующих калибрах исключает образование заусенцев и обеспечивает получение заготовки высокой точности. Суммарная деформация за первый переход докритическая и составляет величину не более 5%. Данный переход соответствует первой стадии процесса раскатки.

Далее в закрытом разгонном калибре процесс формирования заданной геометрической фигуры производится одновременной раскаткой со сверткой. При этом прямоугольный обод принимает форму калибра. Этот переход соответствует второй стадии процесса раскатки.

В предчистовом калибре сверткой фигуры получается швеллерный профиль кольца. В этом калибре происходит незначительное перераспределение металла, вытяжки минимальны. За счет обеспечения условий стесненного изгиба в углах профиля, путем подпора металла из ложных фланцев и утолщенных у основания действительных фланцев, обеспечивается в предчистовом калибре хорошее заполнение углов профиля.

В чистовом калибре производится окончательное оформление профиля и получаются заданные диаметральные размеры кольца.

Третий и четвертый переходы соответствуют третьей стадии

процесса раскатки. Суммарные вытяжки во всех элементах профиля кольца равномерные.

Расчет калибровок для кольцевых профилей швеллерного типа, получаемых совместной раскаткой со сверткой, начинается с чистового калибра.

Чертеж чистового калибра закрытого типа (рис. 4.10) строится путем наращивания припусков эквидистантно контуру чистового профиля, при этом выпуск наружных и внутренних стенок чистового калибра (δ_{H1}, δ_{B1}) берется одинаковым и равным 3...5°. Радиус перехода шейки к фланцу R_1 определяется по формуле

$$R_1 = \frac{h_1}{t_1} + (3 \dots 4) \text{ мм},$$

где h_1 - высота фланца;

t_1 - толщина фланца.

Профиль предчистового открытого калибра строится по чистовому калибру (рис. 4.11). Ширина предчистового калибра равна ширине чистового калибра ($B_{II} = B_1$). Толщина фланцев, выпуск, ширина шейки, радиус перехода шейки к фланцу предчистового калибра также равны соответствующим величинам чистового калибра

$$(t_{II} = t_1, \delta_{HII} = \delta_{HI}, \delta_{BII} = \delta_{BI}, n_{II} = n_1, R_{II} = R_1).$$

Толщина шейки находится по формуле

$$S_{II} = \frac{S_1}{k_{удII}}, \quad (4.5)$$

где $k_{удII}$ - коэффициент шейки, $k_{удII} = 0,70 \dots 0,75$

Длина полок определяется по следующей формуле:

$$b_1 = \frac{b}{k_{ФП}}, \quad (4.6)$$

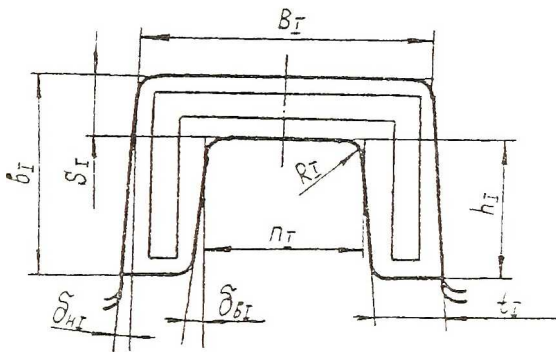


Рис. 4.10. Чистовой калибр

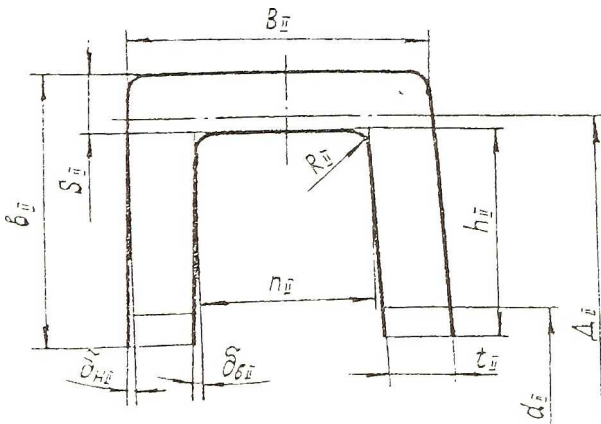


Рис. 4.11. Предчистовой калибр

где $k_{\Phi_{II}}$ - коэффициент фланца, $k_{\Phi_{II}} = 0,75 \dots 0,80$

При свертке профиля в предчистовом калибре при коэффициенте свертки

$$k_{св} = \frac{d_{II}}{D_{II}} \geq 0,5, \quad (4.7)$$

где d_{II}, D_{II} - внутренний и средний диаметры кольца, потери устойчивости фланца не наблюдается. Кроме того, необходимо провести проверочный расчет фланца на сжатие для внутренних фланцев или на растяжение - для наружных:

$$\varepsilon_c = \frac{b_{II}}{\frac{d_{II}}{2} + b_{II}} \leq [\varepsilon_c] \quad (4.8)$$

$$\varepsilon_p = \frac{b_{II}}{\frac{D_{II}}{2} - \frac{S_{II}}{2}}. \quad (4.9)$$

Третий разгонный калибр рассчитывается следующим образом.

Угол свертки калибра выбирается в пределах $\alpha = 25 \dots 50^\circ$. Длина дуги $\cup B_{III}$ равна ширине предчистового калибра B_{II} (рис. 4.12). Для лучшего заполнения профиля металлом предусмотрены ложные фланцы. Ширина ложных фланцев определяется из зависимости

$$a = t_f + (5 \dots 7) \text{ мм}; \quad (4.10)$$

высота ложных фланцев находится из соотношения

$$\frac{F_{\varepsilon}}{F_{\Lambda}} = \frac{3}{1}, \quad (4.11)$$

где F_{ε} и F_{Λ} - площадь действительного и ложного фланцев.

Радиус кривизны шейки R'_f равен $3R_f$.

Толщина шейки третьего калибра S_{III} находится по формуле

$$S_{III} = \frac{S_I}{k_{uIII}}, \quad (4.12)$$

где $k_{uIII} = 0,75 \dots 0,80$

Радиусы R_{III} , $R_{II'}$, R_I выбираются из соображения исключения закатов $R_{III} = 10 \dots 20$ мм, $R_{II'} = 10 \dots 15$ мм, $R_I = 7 \dots 10$ мм.

Длина дуги $\cup n_{III}$ равна ширине шейки первого калибра n_I , толщина фланцев t_{III} находится по формуле $t_{III} = t_I - (0,5 \dots 1,0)$ мм.

Длина действительного фланца h (рис. 4.13) подсчитывается из условия равенства площадей фланцев второго и третьего калибров:

$$h = \frac{Z \sqrt{Z^2 - 4mn}}{2m}, \quad (4.13)$$

где параметры m и n определяются из соотношений

$$m = \frac{tg \beta - tg \alpha}{2tg \beta \cdot tg \alpha}, n = \frac{a_I + h_{II'}}{2} \cdot t_{II'} \quad (4.14)$$

Параметры Z , β , α находятся построением (см. рис. 4.13).

В целях увеличения стойкости кромок валков разгонного калибра линия ab поворачивается в положение cd , площади f_1 и f_2 равны.

Расчет четвертого ящичного калибра (рис. 4.14) производится следующим образом. Ширина калибра B_{IV} определяется по формуле

$$B_{IV} = 2b_{II} + B_{II} - \Delta b.$$

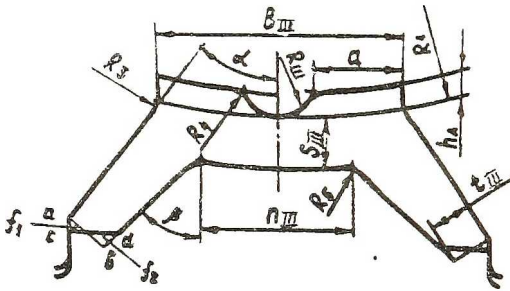


Рис. 4.12. Калибр разгонный

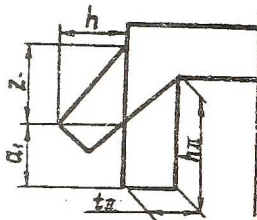


Рис. 4.13. Схема свертки профиля в предчистовом калибре

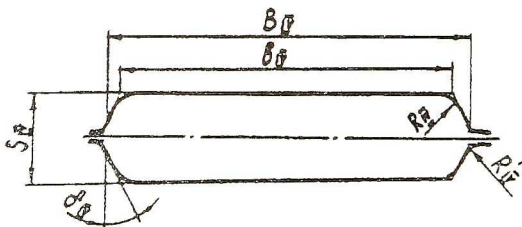


Рис. 4.14. Ящичный калибр

где Δb — уширение кольцевой полосы в разгонном калибре, которое определяется по следующей формуле:

$$\Delta b = 4 \Delta h_{cp} \sin 2\alpha,$$

где Δh_{cp} — средняя абсолютная деформация кольца по толщине.

Толщина калиброванной заготовки S_{IV} рассчитывается из условия слияния зон пластической деформации с использованием зависимости (3.35):

$$S_{IV} = \frac{S_I}{k_{IV}},$$

где k_{IV} — коэффициент, $k_{IV} = 0,42 \dots 0,46$

Радиусы ящичного калибра R_{IV} и R'_{IV} рассчитываются по формулам

$$R_{IV} = (0,06 \dots 0,065) B_{IV}; R'_{IV} = (0,03 \dots 0,035) B_{IV}.$$

Подсчет исходной заготовки производится исходя из закона постоянства объема:

$$D_0 = \frac{V_3}{\pi S_0 B_0} + S_0, \quad (4.18)$$

где D_0 — наружный диаметр исходной заготовки;

V_3 — объем исходной заготовки с учетом потерь на угар, зачистку и т.п.;

S_0 — толщина исходной кольцевой полосы;

B_0 — ширина исходной кольцевой полосы, $B_0 = b_4$.

В целях обеспечения центровки заготовки в калибре, а также стабилизации процесса свертки в разгонном и предчистовом калибрах необходимо предусматривать заходные конуса.

В качестве примера рассмотрим калибровку кольцевой заготовки проставки дисков компрессора высокого давления (рис. 4.15). На рис. 4.16 можно наблюдать типичную картину вытяжек по периметру профиля П для калибровки по методу совместной раскатки со сверткой. Раскатка в ящичном калибре характеризуется малой вытяжкой $\mu = 1,05$, соответствующей докритической степени деформации. При раскатке в разгонном калибре металл деформируется по всему объему достаточно интенсивно ($\mu_{\text{шп}} = 1,75, \mu_{\text{фл}} = 2,0$), в местах набора сложных фланцев наблюдается снижение вытяжки до величины 1,2. В предчистовом калибре основная деформация происходит по зонам ложных фланцев, в шейке и во фланцах вытяжки минимальны. В чистовом калибре вытяжки по шейке несколько превышают вытяжки по фланцам ($\mu_{\text{шл}} = 1,35, \mu_{\text{фл}} = 1,25$). Это необходимо для наведения небольших растягивающих напряжений во фланцах в целях исключения гофрообразования. В целом же суммарные вытяжки по шейке и фланцам весьма близки ($\mu_{\text{шс}} = 2,5, \mu_{\text{флс}} = 2,2$), что говорит о незначительных напряжениях первого рода, имеющих место в раскатанной заготовке, которые при последующей высокотемпературной обработке полностью снимаются без отрицательного воздействия на геометрию кольца.

В итоге можно утверждать, что метод совместной раскатки со сверткой в сравнении с методом однокалиберной раскатки швеллерных профилей имеет ряд преимуществ:

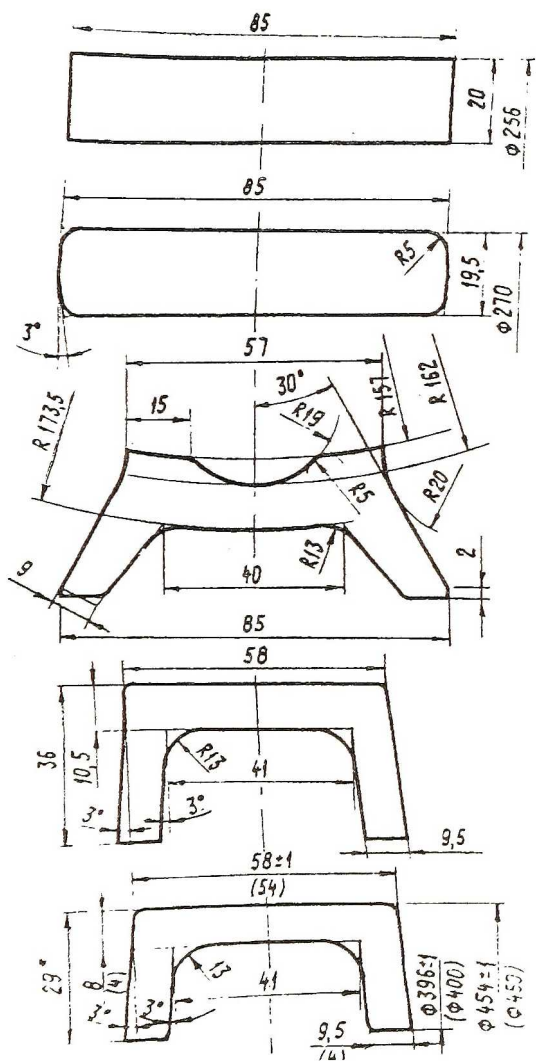


Рис. 4.15. Калибровка заготовки промежуточного кольца дисков из сплава ХН68ВМТЮК-ВД

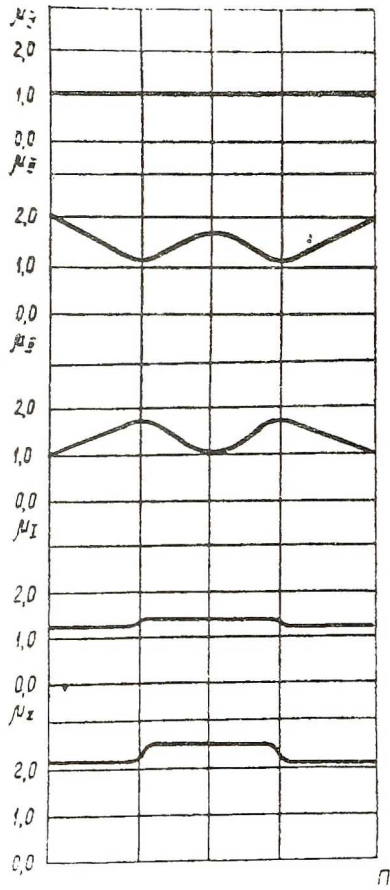


Рис. 4.16 Вытяжки по переходам калибровки заготовки проставки дисков из сплава ХН68ВМТЮК-ВД (рис. 4.15)

- обеспечивается получение колец с тонкими и высокими фланцами (отношение высоты фланца к его толщине может достигать пяти и более);
- обеспечивается получение колец весьма малого диаметра с большими фланцами,
- резко снижается трудоемкость и повышается коэффициент использования металла до 0,5 и выше;
- снижается усилие деформации;
- исключается появление заусенцев, получается хорошее заполнение и точный профиль,
- кольца получаются с высокой симметрией профиля, малой овальностью и торцевым короблением;
- обеспечивается равномерность деформации кольца, как по толщине профиля, так и по диаметру, что позволяет получать однородную структуру и стабильно высокие механические свойства.

4.3.2. Методика расчета калибровок кольцевых заготовок балочного и швеллерного типа по способу балки

Особенность данной методики получения профилей швеллерного и балочного типа состоит в том, что их нельзя получить из прямоугольной заготовки, если применять более или менее равномерные обжатия, как, например, при раскатке по способу совместной раскатки со сверткой. Однако резко неравномерная вытяжка по ширине профиля кольца в процессе раскатки швеллерных и балочных профилей осуществляется только в разрезанном калибре. При обеспечении температурных условий горячей деформации данная особенность не является существенной. В остальных калибрах используются равномерные вытяжки во всех элементах профиля. Это является обязательным условием для получения

кольцевых профилей правильной формы без значительных внутренних напряжений при минимальном расходе энергии.

Вторым основным условием при расчете калибровки по данному методу является обеспечение боковых обжатий во фланцевых элементах профиля с целью не только утонения последних, но и предотвращения их утяжки.

Расчет калибровки производится, начиная с чистового калибра (рис. 4.17).

Радиусы перехода шейки к фланцам выбираются из условия исключения образования зажимов $R_{шл} = 0,4h_{фл}$, r_l выбирается равным номинальному припуску под механическую обработку. Выпуск чистового калибра берется равным $3...5^\circ$. После построения чистового калибра производится расчет разрезного калибра (рис. 4.18). Ширина разрезного калибра B_{II} равна ширине чистового калибра B_I за вычетом уширения Δb , которое определяется из соотношения

$$\Delta b = (0,01 \dots 0,025)B_I. \quad (4.19)$$

Высота действительного фланца разрезного калибра для закрытых фланцев $h_{IIз}$ выбирается из соотношения

$$h_{IIз} = h_I + \Delta h_y - \Delta h_0, \quad (4.20)$$

где Δh_y - утяжка фланцев;

Δh_0 - удлинение фланцев за счет бокового обжатия,

$$\Delta h_0 = 0,1 \Delta h_{II}$$

Для открытых фланцев высота действительных фланцев определяется из соотношения (4.20), где

$$\Delta h_y = 0,25 \Delta h_{II}, \Delta h_0 = 0,15 \Delta h_{II}. \quad (4.21)$$

Ширина шейки разрезного калибра $n_{удл}$ выбирается равной 15...40 мм соответственно ширине профиля. Толщина фланца у основания рассчитывается по формуле

$$b_{удл} = 0,5(B_{II} - n_{удл}), \quad (4.22)$$

у вершины рассчитывается по формуле

$$a_{II} = k_{II} b_{II}, \quad (4.23)$$

где k_{II} - коэффициент, равный 0,4...0,5.

Между высотой фланца и разностью толщин фланца у основания и вершины существует отношение, равное

$$\frac{h_{II}}{b_{II} - a_{II}} = 2,0 \dots 2,6. \quad (4.24)$$

Толщину шейки разрезного калибра следует определять, приняв вытяжки по шейке

$$\eta_{удл} = \frac{S_{удл}}{S_{уд}} = 1,25 \dots 1,40, \quad (4.25)$$

где $S_{уд}$ - толщина шейки чистового калибра;

$S_{удл}$ - толщина шейки разрезного калибра.

Для разрезных калибров угол φ выбирается в пределах 45...60°. Чем больше угол разрезного гребня φ , тем труднее получить высокие фланцы профиля из-за значительной утяжки фланцев. Малые углы также использовать не следует из-за значительной деформации гребня при раскатке.

Необходимым условием при проектировании калибровки также является то, что фланцы разрезного профиля должны беспрепятственно входить в чистовой калибр на глубину 1/2...2/3 закрытых фланцев и на 1/3...1/2 - для открытых фланцев.

Вытяжки по фланцам при раскатке черного профиля в чистовом калибре должны быть $h_{\phi_n} = 1,35 \dots 1,70$

Выпуск для закрытых фланцев принимают равным $2 \dots 3^\circ$, для открытых - $3 \dots 5^\circ$

Радиусы закругления в черновом калибре принимают равными

$$R_{II} = (2,2 \dots 3,0) a_{II}, r_{II} = (1,0 \dots 1,7) a_{II}. \quad (4.26)$$

Во избежание образования по месту разъема валков заусенца необходимо производить раскатку кольца предварительно в прогладочном ящичном калибре с оформлением радиусов на кромках, по величине достаточных для компенсации последующего уширения при раскатке в разрезном и чистовом калибрах. Форма и размеры ящичного калибра должны соответствовать рис. 4.19, где

$$R_{III} = 0,175 B_{III}, r_{III} = (0,07 \dots 0,075) B_{III}. \quad (4.27)$$

Выпуск δ_{III} соответствует углу $2 \dots 5^\circ$. Толщина заготовки после раскатки в ящичном калибре выбирается на $20 \dots 30\%$ больше высоты черного профиля S_{II} .

Ширина профиля B_{III} равна ширине черного профиля B_{II} . Толщина исходной заготовки S_0 выбирается равной

$$S_0 = (1,04 \dots 1,05) S_{III}. \quad (4.28)$$

Ширина исходной заготовки B_0 принимается равной ширине профиля после прогладки B_{III} .

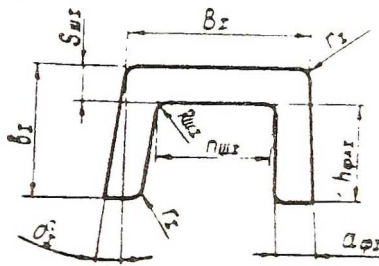


Рис. 4 17. Калибр чистовой

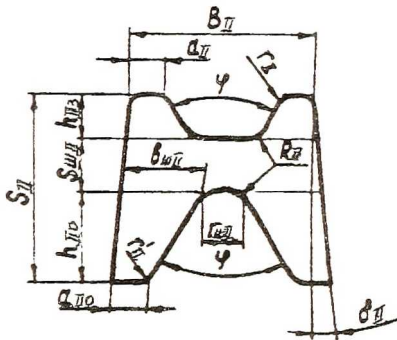


Рис. 4 18. Разрезной калибр

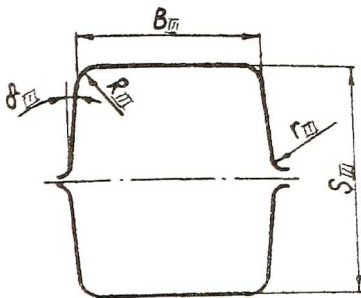


Рис. 4 19 Ящичный калибр

При расчете профилей швеллерного типа расчет ведется аналогично методу балки с учетом особенностей заполнения открытых и закрытых фланцев.

В целях лучшего заполнения фланцев предусматривают в черновом профиле ложные фланцы. Площадь ложных фланцев определяют из соотношения

$$\frac{F}{F_{\partial} + F_{\gamma}} = 0,4 \dots 0,5, \quad (4.29)$$

где F_{γ} и F_{∂} соответственно площади ложных и действительных фланцев.

В разрезном калибре толщину ложных и действительных фланцев у основания принимают одинаковой. Толщина ложных фланцев у вершин находится из соотношения

$$a_{\gamma} = (7,7 \dots 0,8) b_{\gamma}. \quad (4.30)$$

Высота ложных фланцев находится из соотношения

$$h_{\gamma} = \frac{F_{\gamma}}{a_{\gamma} + b_{\gamma}}. \quad (4.31)$$

В качестве примера рассмотрим калибровку кольцевой заготовки промежуточного кольца компрессора среднего давления (рис. 4.20, 4.21). Это типовая калибровка швеллерного кольца по методу балки. Раскатка в ящичном калибре имеет незначительную вытяжку $\mu = 1,05$, что соответствует докритической деформации для сплава ВТ20.

Разрезной калибр имеет существенную разницу вытяжек по шейке и фланцам ($\mu_{ш} = 6,5, \mu_{\phi} = 1,25$), но так как формоизменение происходит при температуре горячей деформации, интенсивной деформации подвергается незначительный объем профиля заготовки,

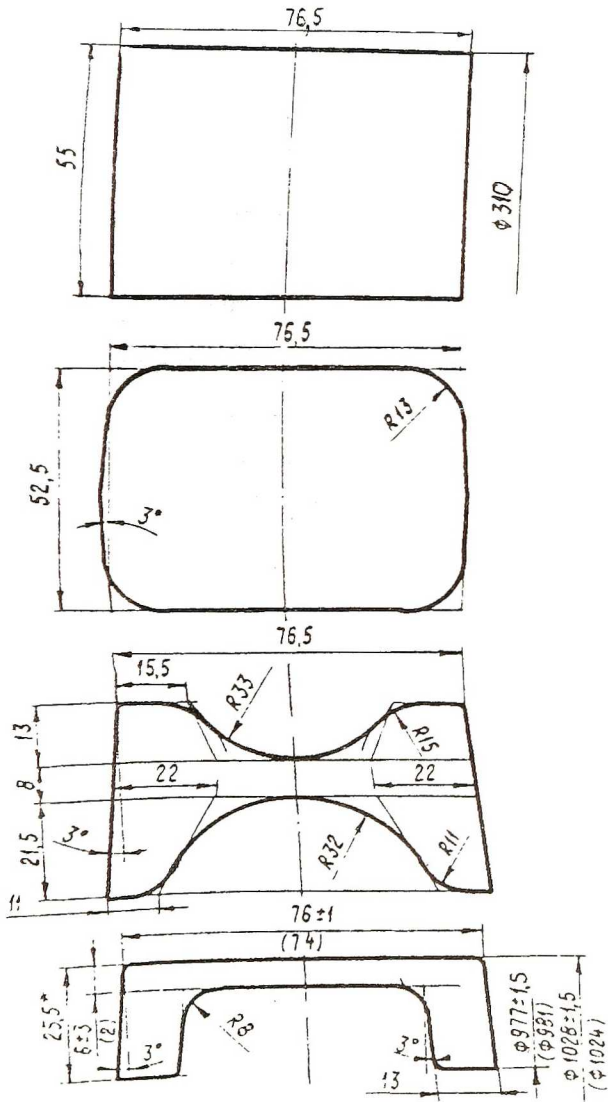


Рис. 4.20. Калибровка заготовок промежуточного кольца компрессора из сплава ВТ20

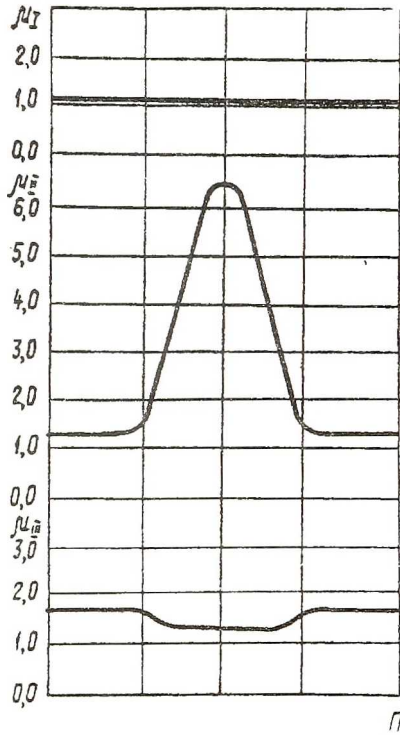


Рис. 4.21. Вытяжки по переходам калибровки промежуточного кольца из сплава ВТ20 (рис. 4.20)

напряженное состояние имеет картину всестороннего сжатия, то нарушение сплошности металла заготовки не происходит.

Процесс интенсивной раскатки в чистовом калибре предусматривает достаточно близкие вытяжки в элементах профиля ($\mu_{ш} = 1,35, \mu_{ф} = 1,65$), что обеспечивает получение мелкозернистой структуры равномерной по всему объему кольца.

4.3.3. Методика расчета калибровок кольцевых заготовок по способу тавра

По своему внешнему виду тавровый профиль имеет много общего с балочным профилем, поэтому способы их калибрования имеют много общего. Так, например, формоизменение фланцев происходит за счет боковых обжатий в закрытых фланцах калибров.

Типовая схема калибровки по методу тавра предусматривает получение профилей, как по методу балки, в трех калибрах: ящичном, черновом и чистовом (см. рис. 4.9).

Расчет калибровки, как и в двух предыдущих способах, производится, начиная с чистового калибра (рис. 4.22). Радиусы перехода полок к фланцу выбираются из условия исключения зажимов $R_f = 0,4 h_{фл}$, r_f выбирается равным номинальному припуску на механическую обработку. Выпуск чистового калибра берется равным $3...5^\circ$. После построения чистового калибра рассчитывается черновой калибр (рис. 4.23). Высота фланца в чистовом калибре рассчитывается как для закрытых фланцев по методу балки:

$$h_{фл} = h_f + \Delta h_y - \Delta h_0, \quad (4.32)$$

где $\Delta h_y = 0,5 \Delta h_{II}$, $\Delta h_0 = 0,1 \Delta h_{II}$.

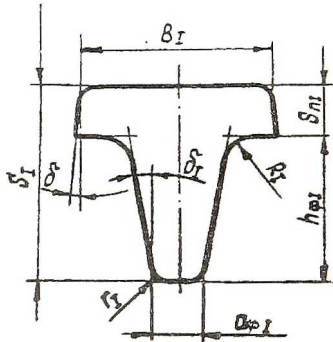


Рис. 4.22. Калибр чистовой

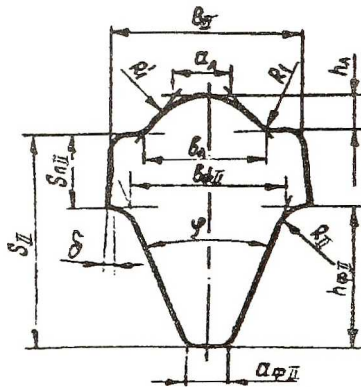


Рис. 4.23. Черновой калибр

Параметры $a_{фл}$, $b_{фл}$, φ , R_{II} выбираются из условия свободного вхождения фланца черногового профиля в чистовой калибр на величину не менее $2/3$ высоты чистого фланца. Следует учесть, что угол φ выбирается в пределах $30...55^\circ$. При выборе угла меньше указанного интервала заполнение фланца значительно ухудшается. Толщина полотна $S_{нл}$ выбирается из соотношения

$$S_{нл} = (1,25 \dots 1,3) S_{нч}, \quad (4.33)$$

где $S_{нч}$ - толщина полотна чистового профиля.

Для улучшения заполнения чистового профиля в черновом калибре предусмотрен ложный фланец, параметры которого выбираются из условия

$$\frac{F}{F_{\varrho} + F_{\gamma}} = 0,15 \dots 0,20, \quad (4.34)$$

$$a_{\gamma} = (0,27 \dots 0,32) a_{фл},$$

$$b_{\gamma} = b_{нч}, h = \frac{2F_{\gamma}}{a_{\gamma} + b_{\gamma}}.$$

Ширина предварительного профиля B_{II} выбирается из соотношения

$$B_{II} = B_I - \Delta b, \quad (4.35)$$

где Δb - уширение профиля в чистовом калибре,

$$\Delta b = 0,025 B_I. \quad (4.36)$$

Радиусы R_I и R'_I выбираются построением после определения параметров калибров h_I и a_I ,

Радиус сопряжения фланца с полкой R_{II} рассчитывается из соотношения

$$R_{II} = (2,2 \dots 2,5) a_{II}. \quad (4.37)$$

Размеры ящичного калибра и исходной заготовки выбираются с использованием соотношений, приведенных в методике расчета балочных профилей.

Для примера рассмотрим калибровку кольцевой заготовки кольца компрессора высокого давления (рис. 4.24). Это типовая калибровка по методу тавра. Механизм формоизменения заготовки аналогичен методу балки (рис. 4.25).

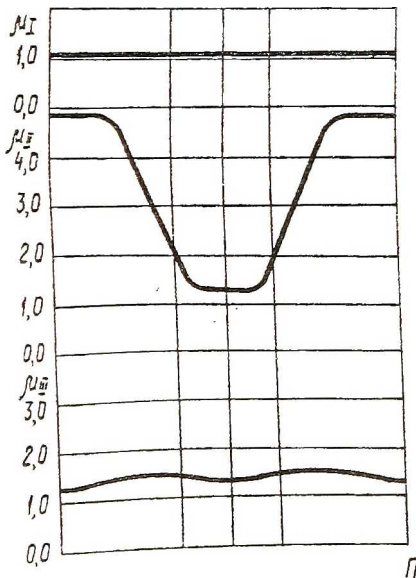


Рис. 4.25. Выявки по переходам калибровки заготовки кольца из сплава ХН45МВТЮБР-ИД (рис. 4.24)

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Кузнецов Н.Д. Обеспечение надежности двигателей для гражданской авиации // Основные вопросы теории и практики надежности. М.: Советское радио, 1975. С. 27-42.
2. Елизаветин М.А., Сатель Э.А. Технологические способы повышения долговечности машин. М.: Машиностроение, 1969. 400с.
3. Надежность и долговечность машин / Б.И.Костецкий и др. Киев: Техника, 1975. 406с.
4. Михайлов К.Н., Сиротинский М.С. Основные задачи науки и промышленности в развитии процессов раскатки // Научно-технический бюллетень ВИЛС.: Технология легких сплавов. 1973. №11. С. 9-10.
5. Пуппé И., Штаубер Г. Справочник по металлургии. Прокатное дело. Киев.: Государственное научно-техническое издательство Украины, 1934. Т. 1. 402 с.
6. Изготовление сварных кольцевых заготовок из листовых материалов / В.Л.Арутюнов и др. М.: НИИТ, 1980. 160с.
7. Тришевский И.С. Гнутые профили проката. М.: Металлургия, 1980. 352 с.
8. Алексеев Ю.Н. Исследование состояния при ротационном выдавливании биметаллических оболочек // Самолетостроение. Техн. воздушн. флота. Респ. межвед. тематич. научно-технический сборник. 1976. №39. С. 57-62.
9. Баркая В.Ф. К теории расчета усилий и точности процессов ротационного формообразования // Труды Грузинского политехнического ин-та. 1975 №1. С. 173-177.
10. Шепелев И.Н., Проскуряков Г.Н. Изготовление кольцевых заготовок из листовых титановых и жаропрочных сплавов на давяльной

- установке с нагревом зоны деформации // *Авиационная промышленность*. 1975. №3. С. 60-63.
11. Исследование силовых параметров процесса ротационного выдавливания / К.Н.Богоявленский и др. // *Научные основы автоматизированных производственных процессов в машиностроении и приборостроении. Тезисы докл. 4-й Всесоюз. межвуз. конф. 1975. Секция: Обработка металлов давлением. М., 1974. С. 35-37.*
 12. Проскураков Г.В. Стесненный изгиб // *Авиационная промышленность*. 1966. №2. С. 9-13.
 13. Ершов В.И. К расчету процессов формоизменения под действием нескольких нагрузок // *Труды Казан. авиац. ин-та. Авиационная техника*. 1980. №2. С. 103-107.
 14. Найденов М.П. Основы расчета силовых параметров тангенциальной обработки трубчатых заготовок с применением теории размерностей // *Обработка металлов давлением в машиностроении*. 1974. №12. С. 8-16.
 15. Назарцев Н.И., Свитов Б.В. Разработка технологии изготовления бесшовных цилиндрических тонкостенных обечаек методом раскатки // *Стали и сплавы цветных металлов. Куйбышев*. 1974. С. 84-92.
 16. Ершов В.И. Анализ двух способов локального деформирования // *Труды Казан. авиац. ин-та. Авиационная техника*. 1981. №1. С. 87-92.
 17. Анализ схем формообразования толстолистовых профилей стесненным изгибом/А.С.Зажигин, Г.В.Проскураков и др. // *Авиационная промышленность*. 1968. №5. С. 9-11.
 18. Зиновьев В.Н. Исследование и совершенствование процесса раскатки колец из сплавов титана: Автореферат канд. дисс. М., 1977. 16 с.
 19. Горячая раскатка профильных кольцевых деталей/Г.И.Зуев, А.И.Мурзов, В.А.Костышев, В.С.Самохвалов. // *Алюминиевые сплавы и специальные материалы. Труды ВИАМ*. 1975. №9. С. 157-162.

20. Прокатка титановых бесшовных сложнопрофильных колец / А.И.Мурзов, В.А.Костышев, Г.И.Зуев, А.А.Чулошников // *Алюминиевые сплавы и специальные материалы. Труды ВИАМ.* 1977. №10. С. 155-160.
21. Производство бесшовных колец П-образной формы из жаропрочных сплавов по новой схеме раскатки / А.И.Мурзов, Г.И.Зуев, В.А.Костышев, Ф.И.Хасаншин, В.С.Самохвалов // *Алюминиевые сплавы и специальные материалы. Труды ВИАМ.* 1977. №10. С. 160-165.
22. Опыт изготовления раскатных колец сложной конфигурации на машине РМ500 / А.Я.Хозенюк и др. // *Научно-технический бюллетень ВИЛС.: Технология легких сплавов.* 1973. №11. С. 76-79.
23. Jagishita K. et al. - "Mitsubishi Jukogihō", 1975, 12, №2, pp. 206-215.
24. Методы получения однородной макроструктуры и стабильных механических свойств цельнокатанных колец из титановых сплавов BT9 и BT3-1/Л.Н.Иванкина и др. // *Технология легких сплавов.* 1973. №2. С. 50-56.
25. Зиновьев В.Н., Иванкина Л.Н. Возможности прокатки на стане КПС-2000 титановых колец с высокими механическими свойствами. // *Производство титановых сплавов.* ВИЛС. 1975. №7. С. 283-288.
26. Исследование процесса прокатки колец с помощью кино съемки / В.Я.Осадчий и др. // *Технология легких сплавов.* 1976. №5. С. 40-43.
27. Производство полуфабрикатов методом кольцевой прокатки. Исследования, технология, оборудование / В.Н.Зиновьев и др. // *Технология легких сплавов.* 1977. №8. С. 79-88.
28. Остроушкин Г.П. Особенности пластического напряженного состояния при раскатке колец//*Кузнечно-штамповочное производство.* 1973. №4. С. 5-8.

29. Получение кольцевых заготовок прямоугольного и профильного сечения из сплава АМгб методом раскатки / А.И.Мурзов и др. // Технология легких сплавов. 1967. №6. С. 56-60.
30. Прокатка колец прямоугольного профильного сечения из сплава АМгб./А.И.Мурзов и др. // Алюминиевые и специальные сплавы. 1967. №3. С. 120-124.
31. Соловцев С.С., Альшиц М.Я. Формоизменение кольцевых заготовок при горячей раскатке с тавровым профилем поперечного сечения // Кузнечно-штамповочное производство. 1970. №2. С. 1-4.
32. Рабинович Л.А. Изготовление бесшовных кольцевых заготовок машинной раскаткой // Производственно-технический бюллетень. 1971. №10. С. 6-9.
33. Лапин В.В. Кинематические соотношения при раскатке колец прямоугольного сечения // Труды Ленинградского политехнического ин-та. 1970. №315. С. 105-109.
34. Богоявленский К.Н., Лапин В.В. Холодная раскатка кольцевых деталей // Кузнечно-штамповочное производство. 1973. №2. С. 18-22.
35. Давыдов Ю.Д. Проектирование чертежа поковки раскатного кольца с помощью ЭВМ // Кузнечно-штамповочное производство. 1969. №11. С. 9-11.
36. Vieregge Gustav Gestaltung einer Riugschmiede under besonderer Berücksichtigung des Ringwalzverfahrens. Stahl und Eisen, 1971, 91. №10, pp. 563-572.
37. Казанцев В.П., Новичев В.В. Штамповка точной заготовки для прокатки колец // Технология легких сплавов. 1975. №12. С. 80-81.
38. Образование утяжки при прокатке фасонных колец. "Int. J. Mech. Sei." 1975, 17, №11-12, с. 669-672. РЖ 14В, 1976, 6В64.

39. Влияние соотношения диаметров валков на основные параметры процесса раскатки колец / П.И.Полухин и др. // Известия ВУЗов. Черная металлургия. 1972. №7. С. 80-82.
40. Распределение удельного давления по длине очага деформации при прокатке колец / П.И.Полухин // Известия ВУЗов. Черная металлургия. 1970. №11. С. 77-80.
41. Сидоренко Б.Н., Савченко Б.Ф. Технологические особенности изготовления кольцевых деталей раскаткой // Технология и организация производства. 1973. №3. С. 38-41.
42. Шевченко Л.Н., Дорошевич А.Г. Получение кольцевых заготовок из сплава Д16 методом радиальной раскатки // Производственно-технический бюллетень. 1975. №6. С. 24-25.
43. Давление на валки и крутящий момент при раскатке колец. "Int. J. Mech. Sei." 1973, 11, 15, №11, с. 873-893.
44. Прокатка колец на заводе фирмы Woodhouse and Rixson. - Ring rolling at Woodhouse and Rixson. "Met and Metal Form.," 1973, 40, №8, с. 233. Реф.: РЖ Металлургия, 1974, 2Д79.
45. Исследование механизма деформирования, схемы напряженного состояния и выбор оптимальных решений при раскатке колец / А.И.Мурзов, В.А.Костышев и др. // Информационно-технический бюллетень. Куйбышев. 1977. №6. С. 5.
46. Юшков А.В., Мурзов А.И., Костышев В.А. Определение усилий при операциях изготовления колец свободной ковкой // Информационно-технический бюллетень. Куйбышев. 1979. №12. С. 5-8.
47. Мурзов А.И., Костышев В.А., Зуев Г.И. Исследование напряженно-деформированного состояния при раскатке колец ГТД: Межвузовский сборник. Куйбышев. 1979, С. 3-9.

48. Костышев В.А. Напряженное состояние в очаге деформации при раскатке колец авиационных двигателей с учетом теории анизотропных сред: Сборник СГАУ Самара, 1997. С. 57-63.
49. Weber K.H. - "Stahl und Eisen", 1959, Bd 79, Nr. 26, pp. 1912-1923.
50. Node T., Iamato H. - "Sumitomo Metals", 1976, u. 28, №1, pp. 87-93.
51. Котельникова Л.П., Шалинов Г.Г. Производство точных заготовок машиностроительных деталей прокаткой. М.: ВНИИНФОРМТЯЖМАШ, 1968. С. 155-203.
52. Johnson W., Hawkuard J.B. "Metallurgia und Metal Forming", 1976, v. 43, №1, pp. 4-11. (ЭИ.ТОКП, №19, 1976.)
53. Marcziński H.J. "Metallurgia und Metal Forming", 1976, v. 43, №6, pp. 171-177.
54. Moderne Ringproduktion auf Banning HV Ringwalzmaschinen. Vortrag. Schmiedeausrüstungskongress "Forming Equipment Symposium", US Forging Industry Association. Chicago. 1973, pp. 104-108.
55. Лапин В.В., Фомичев А.Ф. Исследование формоизменения при раскатке колец прямоугольного сечения // Труды Ленинградского политехнического ин-та. 1969. №308. С. 144-148.
56. Winship J.T. Cold ring-rolling warms up Amer. Mach., 1976, 20, № 1, pp. 110-113 (ЭИ. ТОКП, №20, 1976.)
57. Neuveau laminoir automatique a anneaux. "Metaux deform." 1979, № 52, pp. 31-36 (ЭИ. ТОКП, №9, 1980.)
58. Hawkyard J.B., Ingham P.M. An investigation into profile ring rolling. "Proc. Ist. Int. Conf. Rotary Metalwork. Process., London, 1979." Kempston, 1979, pp. 309, 311-320 (ЭИ. ТОКП, №40, 1980.)
59. Химушин Ф.Ф. Жаропрочные стали и сплавы. М.: Metallurgia, 1969. 752 с.

60. Раскатка полых заготовок, полученных путем вытягивания из расплава с последующим вакуумным дуговым переплавом / В.А.Калицев и др. // Технология легких сплавов. 1973. №11. С. 72-76.
61. Перспективные процессы металлургии жаропрочных сплавов / Р.Е.Шалин и др. // Авиационные материалы. 1977. №1. С. 56-68.
62. Производство полых слитков ВДП. Усовершенствование в процессах ЭШП, ВДП и ВИП / В.А.Калицев и др. М.: Черметинформация, 1978.
63. Калицев В.А. Разработка и исследование процесса получения полых слитков из жаропрочных сплавов методом вакуумного дугового переплава. Автореферат канд. дисс. М., 1978. 26 с.
64. Освоение производства цельнокатанных колец заготовок из стали ЭП-126 (ВЖ-100)/С.А.Моисеев и др. // Жаропрочные стали и сплавы. М.: ОНТИ, 1970. С. 257-264.
65. Павлов И.М. Теория прокатки. М.: Металлургиздат, 1950. 610 с.
66. Головин А.Ф. Прокатка. М.: ОНТИ. Ч. 1. 1933. 222с.
67. Грум-Гржимайло В.Е. Прокатка и калибровка. М.: КУБУЧ, 1933. 127с.
68. Виноградов А.П. Калибровка прокатных валков. М.: ОНТИ, 1933. 310с.
69. Бахтинов Б.П., Штернов М.М. Калибровка прокатных валков. М.: Металлургиздат, 1953. 784 с.
70. Тафель. Прокатка и калибровка. М.. Гостехиздат, 1931. 303 с.
71. Тринкс. Калибровка прокатных валков. М.: ОНТИ, 1934. 230 с.
72. Чекмарев А.П. Метод калибровки блюминга. М.: Домез, 1932. №3. С. 7-9.
73. Шадрин В.А. Исследование коэффициентов деформации полосы при прокатке в сложных калибрах // Уральская металлургия. 1935. №10. С. 5-8.

74. Теория обработки металлов давлением/И.Я.Тарновский и др. М.: Metallurgizdat, 1963. 672 с.
75. Прокатное производство / П.И.Полухин и др. М.: Metallurgiya, 1969. 676 с.
76. Кирхберг Э. Калибровка прокатных валков. М.: Домез, 1929. №1. №2. С. 28-31. С. 42-46.
77. Мурзов А.И. К вопросу о проблеме деформации металла, находящегося в зоне валков // Алюминиевые сплавы и специальные материалы. 1977. №10. С. 134-143.
78. Мурзов А.И., Гусев Ю.В., Курсиков Ю.Н. Высотное распространение пластической деформации в слитках из алюминиевых сплавах при прокатке // Алюминиевые сплавы и специальные материалы. 1977. №10. С. 129-133.
79. Целиков А.И. Основы теории прокатки. М.: Metallurgizdat, 1965. 247 с.
80. Mamalis A.G. etc. "Metallurgia und Metal Forming", 1976, v. 43, №5, pp. 132-140.
81. Hawkyard J.B. at al. - "I. of mechanical sciencese", 1973, v. 15, №11, pp. 873-893.
82. Дурнев В.Д., Смирнов В.С. Теория образования текстур в металлах и сплавах. М.: Наука, 1979. 343 с.
83. Смирнов В.С., Дурнев В.Д. Текстурирование металлов при прокатке. М.: Metallurgiya, 1971. 254 с.
84. Шевелев В.В., Яковлев С.П. Анизотропия листовых материалов и ее влияние на вытяжку. М.: Машиностроение, 1972. 134 с.
85. Джонсон У., Меллор Т. Теория пластичности для инженеров. М.: Машиностроение, 1979. 567 с.

86. Brammer J.S., Thomson T.R., Hobbs R.M., Sheet Steels for forming applications. I. Austrab Just. Metals, 1972, 17, №3, pp. 147-157.
87. Бабарако А.А. Текстуры металлов и сплавов. М.: Итоги науки и техники ВНИИТИ АН СССР, 1980. Т. 13. С.79-148.
88. Арышенский Ю.М. Теория листовой штамповки анизотропных материалов. Саратов.: Изд-во Саратовского университета, 1973. 112 с.
89. Арышенский Ю.М., Калужский И.И. Связь между коэффициентами конечной деформации ортотропных тел в упругой и пластической областях //Исследования в области пластичности и обработки металлов давлением. Тула, 1978. С. 146-149.
90. О возможностях регулирования анизотропии листовых материалов / В.В.Уваров, Ю.М.Арышенский // Теория и технология обработки металлов давлением. Куйбышев, 1977. С. 17-21.
91. Сторожев М.В., Попов Е.А. Теория обработки металлов давлением. М.: Машиностроение, 1971. 424с.
92. Чекмарев А.П., Нефедов А.И., Николаев В.А. Теория продольной прокатки. Харьков.: Книжное издательство, 1965. 212 с.
93. Гарновский И.Я. Формоизменение при пластической обработке давлением. М.: Металлургиздат, 1954. 535 с.
94. Губкин С.И. Пластическая деформация металлов М.: Металлургиздат. Т. 1. 1960. 376 с.; Т. 2. 1960. 416 с.; Т. 3. 1960. 306 с.
95. Корнеев Н.И. Пластическая деформация металлов и термический режим обработки давлением сталей и сплавов. М.: Машгиз, 1949. 52 с.
96. Кишкин С.Т. Металловедение и термическая обработка металлов. М., 1960. 789 с.
97. Томленов А.Д. Теория пластических деформаций металлов. М.: Металлургия, 1972. 408 с.

98. Корнеев Н.И., Скугарев И.Г. Пластическая деформация высоколегированных сплавов. Оборонгиз, 1955. 245 с.
99. Химушин Ф.Ф. Жаропрочные стали и сплавы. М.: Металлургия, 1969. 752 с.
100. Корнеев Н.И., Скугарев И.Г. Основы физико-химической теории обработки металлов давлением. М.: Машгиз, 1960. 316 с.
101. Корнеев Н.И., Грачев Ю.В. Установление начала и конца рекристаллизации стали 45 и сплава ЭИ437Б. Оборонгиз, 1952. 132 с.
102. Горячая штамповка и прессование титановых сплавов/Л.А.Никольский и др. М.: Машиностроение, 1975. 285 с.
103. Hollenberg A., Bemerkunden zu den Vorgangen beim Walzen von Eisens, St. u. E., 1883, №2, pp. 121-122.
104. Грум-Гржимайло В.Е. Электронная теория прокатки и калибровки прокатных валков. С-Пб.: Металлургия стали. Ч. 2. 1909. 127 с.
105. Павлов И.М. Прокатка, волочение и выдавливание металлов в связи с теорией образования трещин // ЖРМО. 1927. №1. С. 253-313.
106. Соболевский Н.А. Основные явления процесса прокатки // Советская металлургия. 1933. №9. С. 91-94.
107. Голубев Т.М. Распределение горизонтальных скоростей в очаге деформации при прокатке // Труды Сибирского металлургического института им. С.Орджоникидзе. Исследование процессов обработки металлов давлением. Металлургиздат, 1954. №1. С. 261-276.
108. Колпашников А.И. Течение металла при прокатке алюминия // Материалы по теории прокатки. 1960. №5. С. 286-293.
109. Чекмарев А.П. Уширение при прокатке широких и узких полос // Материалы по теории прокатки. 1958. С. 382-401.
110. Смирнов В.С. Теория обработки металлов давлением. М.: Металлургия. 1973. 496 с.

111. Franks W., The Blast Furnace and Steel Plant, 1915. 220 p.
112. Гарновский И.Я., Поздеев А.А., Ляшков В.Б. Деформация металла при прокатке. М.: Metallurgizdat, 1956. 287 с.
113. Колмогоров В.Л. Пластичность и разрушение. М.: Metallurgiya, 1977. 336 с.
114. Теория прокатки/Под ред. Чекмарева А.П. М.: Metallurgizdat, 1962. 739 с.
115. Музалевский О.Г. Распределение скорости деформации в зоне обжатия при прокатке. Инженерные методы расчета технологических процессов обработки металлов давлением. М.: Metallurgizdat, 1964. С. 228-234.
116. Третьяков А.В., Зюзин В.И. Механические свойства металлов и сплавов при обработке давлением. М.: Metallurgiya, 1973. 224 с.
117. Лахтин Ю.М., Леонтьева В.П. Металловедение. М.: Машиностроение, 1980. 493 с.
118. Томленов А.Д. Теория пластических деформаций металлов. М.: Mashgiz, 1951. 200 с.
119. Унксов Е.П. Инженерные методы расчета при обработке металлов давлением М.: Mashgiz, 1955. 230 с.
120. Косандрова С.Н., Лебедев В.В. Обработка результатов наблюдения М.: Наука, 1970. 104 с.
121. Зайдель А.Н. Ошибки измерений физических величин. Л.: Наука, 1974. 107 с.
122. Арышенинский Ю.М., Уваров В.В. Элементы теории упругости и пластичности в авиационном машиностроении. Куйбышев, 1978. 36 с.
123. Выгодский М.Я. Справочник по высшей математике. М.: Наука, 1969. 872 с.
124. Гуляев А.И. Металловедение. Сб. №1, 1966. М.: Оборонгиз, 1954.

125. Мурзов А.И. Исследование причин образования разнотельной структуры в прутках из сплава ЭИ437: Канд. дисс. ВИАМ, 1953.
126. Ван-Бюрен. Дефекты в кристаллах. М.: Изд-во иностранной литературы, 1960.
127. Кузнецов В.Д. Физика твердого тела. Т. 1. Томское изд-во, 1937; Физика твердого тела. Т. 2. Томск, 1941.
128. Burgers W.G. Handbuch der Metalphysik, 3, Pt. 2. 1941.
129. Burke J.E., Turnbull D. Progress in Metal Physics, 3, 1952. 220 p.
130. Burke J.E., Trans. AIME. 1949. 180 p.
131. Горелик С.С. Исследование закономерностей рекристаллизации металлов и сплавов: Докт. дисс. М.: Ин-т стали и сплавов, 1962.
132. Шмид Е., Боас В. Пластичность кристаллов, в особенности металлических. М.: ГОНТИ, 1938. 136 с.
133. Beck P.A. Advances in Physics, 3. 1954. 245 p.
134. Cahn R.W., Journ. Inst. Metals, 79. 1949. 129 p.
135. Cottrell A.H., Aytakin V. Sourn. Inst. Metals, 77. 1950. 389 p.
136. Чижиков Ю.М. Прокатываемость сталей и сплавов. М.: Metallurgizdat, 1961.
137. Мурзов А.И. и др. Исследование образования аномальных структур сплава ЭИ437Б, подвергнутого высокотемпературной термомеханической обработке // Алюминиевые сплавы и специальные материалы. ВИАМ, 1971. Вып. 4.
138. Горелик С.С. Рекристаллизация Металлов и сплавов. М.: Metallurgiya, 1967.
139. Арышенский Ю.М., Гречников Ф.В. Теория и расчеты пластического формоизменения анизотропных материалов. М.: Metallurgiya, 1990. 304 с.

140. Арышенский Ю.М., Гречников Ф.В., Арышенский В.Ю. Получение рациональной анизотропии в листах. М.: Metallurgy, 1987. 143 с.
141. Арышенский Ю.М., Калужский И.И. Исследование в области пластичности и обработки металлов давлением. Тула: ТПИ, 1978. С. 146-149.
142. Арышенский Ю.М., Уваров В.В., Ненашев В.Ю. Теоретические основы расчетов технологических процессов кузнечно-штамповочного производства. Куйбышев, 1973. 115 с.
143. Мурзов А.И., Костышев В.А. и др. Исследование влияния структурно-фазового состояния при деформировании профильных колец из сплавов ЭП963 и ЭИ728ИД на прочностные характеристики // Вибрационная прочность и надежность авиационных двигателей. Куйбышев, 1981. С. 44.
144. Костышев В.А. Исследование технологического процесса изготовления раскатных тонкостенных бесшовных профильных колец авиационных двигателей: Канд. дисс. Куйбышев, 1982. 219 с.
145. Костышев В.А., Мурзов А.И., Самохвалов А.В. Исследование термомеханических режимов получения раскатных колец авиационных двигателей из литых заготовок // Конструкционная прочность двигателя. Куйбышев, 1985. С. 83-84.
146. Мурзов А.И., Костышев В.А. Влияние напряженно-деформированного состояния в очаге деформации на эксплуатационную надежность раскатных колец авиационных ГТД // Конструкционная прочность двигателей. Куйбышев, 1988. С. 112-113.
147. Мурзов А.И., Костышев В.А., Самохвалов В.С. Некоторые пути повышения механических свойств деформированных раскаткой жаропрочных сплавов (ЖС) // Конструкционная прочность двигателей. Куйбышев, 1983. С. 114.

148. Костышев В.А. Перспективы развития производства кольцевых профилей авиационных двигателей и некоторые исследования в этом направлении: Сборник СГАУ. Самара, 1997. С. 182-185.

Научное издание

Костышев Вячеслав Александрович
Шитарев Игорь Леонидович

РАСКАТКА КОЛЕЦ

Редактор Л. Я. Чегодаева
Техн. редактор Г. А. Усачева
Корректор Л. Я. Чегодаева

Компьютерный набор и верстка Н. В. Костышевой

Лицензия ЛР № 020301 от 30.12.96 г.

Подписано в печать 22.03.00 г. Формат 60x84 1/16.
Бумага офсетная. Печать офсетная.
Усл. печ. л. 12,09. Усл. кр.-отт. 12,21. Уч.-изд.л. 13,0.
Тираж 1000 экз. Заказ 165.

Самарский государственный аэрокосмический
университет им. академика С. П. Королева.
443086 Самара, Московское шоссе, 34.

ИПО Самарского государственного
аэрокосмического университета.
443001 Самара, ул. Молодогвардейская, 151.