

Федеральное агентство по образованию

САНКТ-ПЕТЕРБУРГСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ
ПОЛИТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ

Г. Е. Коджаспиров А. И. Рудской В. В. Рыбин

ФИЗИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ И РЕСУРСОСБЕРЕГАЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ИЗДЕЛИЙ ПЛАСТИЧЕСКИМ ДЕФОРМИРОВАНИЕМ

*Рекомендовано Учебно-методическим объединением
по университетскому политехническому образованию
в качестве учебного пособия для студентов высших учеб-
ных заведений, обучающихся по направлению подготовки
150400 “Технологические машины и оборудование”
и специальности 150201 “Машины и технология
обработки металлов давлением”*

Санкт-Петербург
«Наука»
2006

УДК 621.771 (075.8)
ББК 34.62 я73
К 576

Рецензенты:

Академик РАН, президент СПбГПУ *Ю.С. Васильев*
Доктор физико-математических наук, профессор СПбГПУ *Ю.Ф. Тимовец*

Коджаспиров Г.Е., Рудской А.И., Рыбин В.В. Физические основы и ресурсосберегающие технологии изготовления изделий пластическим деформированием: Учеб. пособие. — СПб.: Наука, 2006. — 350 с.

ISBN 5-02-025108-9

Пособие соответствует государственному образовательному стандарту федеральной дисциплины направления подготовки бакалавров и специалистов 150400 “Технологические машины и оборудование” и специальности 150201 “Машины и технология обработки металлов давлением”.

Изложены физические основы пластической деформации металлических материалов с позиций современной теории больших пластических деформаций и ресурсосберегающие технологии изготовления заготовок и деталей, основанные на применении современных и перспективных методов обработки металлов давлением. Обобщен отечественный и зарубежный опыт разработки прогрессивных процессов изготовления листа, использующегося при изготовлении труб для нефтяной и газовой промышленности, сорта, поковок, проволоки и др. Рассмотрены вопросы моделирования и управления описываемыми технологическими процессами. Приведены сведения об использовании интенсивной пластической деформации для получения объемных металлических ультрамелкозернистых (наноструктурных) заготовок и деталей.

Представленные материалы могут быть использованы не только для теоретических занятий, но и лабораторных работ по изучению ресурсосберегающих технологий.

Предназначено для студентов, обучающихся по направлению подготовки бакалавров и специалистов 150400 “Технологических машины и оборудование” и специальности 150201 “Машины и технология обработки металлов давлением”, аспирантов, научных работников высших учебных заведений, институтов РАН, НИИ, а также инженерно-технических работников промышленных предприятий. Может быть полезно студентам, аспирантам, научным работникам и специалистам, обучающимся и работающим в области физического металловедения и термической обработки металлов.

Табл. 35. Ил. 95. Библиогр.: 255 назв.

Печатается по решению редакционно-издательского совета Санкт-Петербургского государственного политехнического университета.

© Коджаспиров Г.Е., Рудской А.И.,
Рыбин В.В., 2006
© СПбГПУ, 2006
© Издательство «Наука», 2006

ISBN 5-02-025108-9

ВВЕДЕНИЕ

Одной из наиболее актуальных проблем современного заготовительного производства, энерго-, машино-, приборостроения и других отраслей индустрии является создание и внедрение новых ресурсосберегающих технологий, основанных на современных достижениях науки, обеспечивающих повышение комплекса технологических и эксплуатационных характеристик изделий при одновременном снижении их материало- и энергоемкости.

К их числу относятся современные технологии пластического формообразования, позволяющие резко повысить уровень механических, технологических и эксплуатационных свойств, и, в первую очередь, термомеханическая обработка (ТМО), которая за счет постоянного совершенствования схем и создания новых, а также более точного управления процессом позволяет достигать все более высокого комплекса свойств. Возможность совмещения в одном технологическом процессе пластического формообразования и термической обработки при одновременном сокращении числа термических операций несомненно является одним из основных преимуществ данного метода. Другим важнейшим преимуществом является возможность за счет регулирования процессов структурообразования и фазовых превращений существенного (в ряде случаев двух-, трехкратного по сравнению с традиционной термообработкой) упрочнения, а при необходимости и разупрочнения. Последнее применяют, например, для повышения технологической пластичности (в том числе в режиме сверхпластичности) листов, улучшения обрабатываемости резанием и т. п. Базовые основы регулирования эволюции структуры в процессе пластической деформации и последеформационного охлаждения, описываемые современной теорией больших пластических деформаций, используются в настоящее время и для разработки технологии получения ультрамелкозернистых и нанокристаллических материалов.

В США, Японии, Германии и других развитых странах, а также в России различные схемы термомеханической обработки успешно используются при изготовлении брони, изделий космической, ракетной, авиационной техники, транспорта, газо- и нефтепроводных труб, изделий медицинской техники в судостроении и т. д. Широкое распространение получили такие схемы, как контролируемая прокатка, высокотемпературная термомеханическая обработка. В меньшей степени освоена контролируемая ковка, она пока больше применяется за рубежом при изготовлении таких изделий автомобилестроения, как коленчатые валы, ступицы, детали рулевого управления и другие из микролегированных сталей, взамен легированных улучшаемых.

Необходимо отметить, что в практическом отношении до последнего времени чаще использовали ТМО на стадии заготовительного производства. Лишь в отдельных работах были описаны результаты, касающиеся некоторых схем термомеханического упрочнения цилиндрических деталей и пружин. Между тем в машиностроении широко применяются детали различной конфигурации — кольцевые различного профиля сечения, валы, в том числе ступенчатой формы, полосовой и фасонный прокат и другие — из сталей и сплавов различных классов. Особый интерес представляет использование ТМО при реализации ротационных методов обработки давлением, позволяющих за счет локального нагружения снижать усилия деформации и тем самым расширять температурный диапазон вплоть до интервала температур теплой деформации. Такие предпосылки дают возможность разрабатывать принципиально новые способы термомеханического воздействия на металлические материалы, позволяющие за счет регулирования кинетики деформационного упрочнения и распада твердого раствора получать заданные в достаточно широком интервале свойства практически готовых деталей.

Авторы выражают глубокую признательность своим коллегам, с которыми они работали над проблемами, нашедшими отражение в книге.

ФИЗИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

1.1. Современные представления о физике больших пластических деформаций

К настоящему времени создана достаточно цельная, экспериментально и теоретически обоснованная система представлений о малых пластических деформациях, закономерностях, управляющих деформацией, о связях между микро- и макроявлениями, происходящими в нагруженных твердых телах [1–7].

В наиболее широко используемых на практике методах пластической обработки металлов и сплавов, прокатке, ковке, штамповке, раскатке, волочении и других используются деформации порядка десятков, а то и сотен процентов. К подобным материалам относятся самые разнообразные металлы: мягкие и твердые, низко- и высокопрочные, жаро- и хладостойкие, с различным типом кристаллической решетки, структурой, фазовым составом.

Между тем в области больших пластических деформаций, с которыми приходится иметь дело при реализации процессов термомеханической обработки, наиболее существенные сдвиги в понимании явлений произошли в последние 10–15 лет. При этом наибольший вклад в создание системы представлений о физике больших пластических деформаций внесли научные школы отечественных ученых, возглавляемые В.И. Трефиловым, Ю.В. Мильманом, С.А. Фирстовым, В.В. Рыбиным [8–10]. Сформировавшийся подход, подтвержденный как теоретическими расчетами, так и результатами экспериментальных исследований, основан на введении представлений о коллективных эффектах движения в ансамбле

сильновзаимодействующих дислокаций, частичных дисклинациях, мезоуровне пластической деформации, ротационных модах пластичности [8, 11–13]. Данные разработки легли в основу создания современных физических теорий обработки металлов давлением, текстурообразования, а также разрушения, которому предшествует большая пластическая деформация.

В.И. Трефилов и С.А. Фирстов с сотрудниками обнаружили, что с ростом степени деформации ϵ в металлах формируется качественно новый вид дислокационной структуры — сильноразориентированные ячейки, поперечный размер которых уменьшается по мере увеличения ϵ , а углы разориентировки увеличиваются. Это свидетельствует о том, что теории, описывающие деформационное упрочнение как величину, пропорциональную корню из плотности равномерно распределенных дислокаций $\lambda(\epsilon)$, при больших деформациях неадекватны. Было предложено оценивать деформационное упрочнение при больших ϵ с позиций уменьшения эффективного размера зерна — в предельном случае до размера сильноразориентированной ячейки. Эта точка зрения получила многочисленные подтверждения и в настоящее время является общепринятой. С помощью новых представлений о сильноразориентированных структурах деформационного происхождения удалось установить причину немонотонной зависимости температуры хладноломкости ОЦК металлов от деформации $T_x(\epsilon)$, экспериментально установленной еще Н.Н. Давиденковым и П.И. Сахаровым. Было обнаружено, что упрочнение внутренних объемов зерна в результате повышения там плотности равномерно распределенных дислокаций или вследствие формирования слаборазориентированных ячеистых структур повышает T_x . При возникновении же в теле зерна сильноразориентированных структур деформационного происхождения температура хладноломкости снижается при одновременном росте прочности материала. Наиболее полно современная теория больших пластических деформаций изложена в монографии В.В. Рыбина [8].

Рассмотрим более подробно закономерности эволюции дислокационных структур в связи с проявлением коллективных эффектов в дислокационных ансамблях по мере увеличения деформации. Экспериментальные данные, полученные в исследованиях Хирша Хайденрайха и других, выполненные на слабдеформированных кристаллах, позволили выявить следующую закономерность. Обнаружены три качественно разных этапа, которые обязательно проходит эволюция дислокационных структур на ранних стадиях пластической деформации вне зависимости от типа кристаллической решетки.

1. Увеличение плотности λ однородно распределенных дислокаций от $\approx 10^6$ до $\approx 10^8 \text{ см}^{-2}$.

2. Развитие на фоне однородно ориентированного кристалла локальных возмущений дислокационной плотности в виде жгутов, клубков, сплетений, кластеров, сложных мультиполей и т. д. Подобные неоднородности образуются при взаимодействии десятков, иногда сотен дислокационных линий. Плотность дислокаций возрастает с 10^8 до 10^{10} см^{-2} .

3. Формирование слаборазориентированной ячеистой структуры. При деформациях $\varepsilon \approx 0,1-0,2$ (речь идет об истинной логарифмической деформации, связанной с относительным сужением ψ формулой $\varepsilon = -\ln(1-\psi)$) первоначально однородно ориентированный кристалл разбивается на множество слаборазориентированных на углы $\theta \approx 0,1^\circ$ микрообластей (ячеек), разделенных несовершенными дислокационными границами.

Средняя по объему плотность дислокаций в ячеистой структуре очень высока и составляет примерно 10^{11} см^{-2} , плотность дислокаций в границе ячеек в несколько раз больше. Однако не увеличение плотности дислокаций, не усугубление пространственной неоднородности их распределения, а появление разориентировок кристаллических микрообластей составляет принципиальную особенность третьего этапа, качественно отличает его от первых двух, для которых характерно сохранение ориентации решетки деформируемого кристалла. Именно эта особенность отличает переход материала на стадию развития пластической деформации, именно она начинает все более усиливаться и доминировать при дальнейшем увеличении ε .

Рассмотрим основные особенности дислокационной структуры металлов с ГЦК решеткой, формирующейся на стадии развитой пластической деформации. При любом ε в поликристаллах встречаются структуры, резко различающиеся плотностью и характером расположения дислокаций. Это обусловлено локальной неоднородностью развития пластической деформации в поликристаллах, связанной с различием кристаллографической ориентации зерен относительно осей деформации. При изучении дислокационных структур необходимо соблюдать идентичность кристаллографической ориентации фольги. При морфологическом анализе этот тип структуры эквивалентен типу ячеистой структуры. В связи с этим далее изложен анализ только “регулярных” (зерна с ориентировкой $\{100\}$) ячеистых структур.

В ГЦК металлах можно выделить два качественно отличных интервала деформирования. В одном из них ($0 \leq \varepsilon \leq 0,3$) пластическая

деформация сопровождается интенсивным изменением дислокационной структуры. В другом ($\epsilon < 0,3$) пластическая деформация никак не проявляется в обычных характеристиках дислокационной структуры: $f = \Delta n/n$, d , $\lambda\Delta$, $\lambda_{\text{ГР}}$ (где Δ — средняя толщина субграницы; d — средний размер ячейки; λ — плотность дислокаций в объеме зерен; $\lambda_{\text{ГР}}$ — плотность дислокаций в субграницах, f — функция распределения ячеек по размерам) [14]. Последняя как бы “замораживается” и перестает принимать участие в пластической деформации. Более того, имеется целый ряд экспериментальных данных, которые показывают, что при очень больших ϵ плотность дислокаций начинает уменьшаться и может достигнуть значений, типичных для исходных недеформированных состояний. На рассматриваемой стадии развитой пластической деформации макроскопическое формоизменение образца коррелирует совсем с другими структурными изменениями, а именно: в кристалле, охваченном ячеистой структурой, появляются крупномасштабные по сравнению с d неоднородности кристаллографической ориентации. Они связаны с образованием границ качественно нового типа. Эти границы, располагаясь вдоль ранее сформированных субграниц, вызывают разориентировку прилегающих областей на углы $\theta \geq 1^\circ$. Наиболее существенной особенностью их является то, что они обрываются внутри ячеистой структуры. С увеличением ϵ плотность оборванных границ ρ_0 растет, разрастается поверхность $S_{\text{ГР}}$, приходящаяся на единицу объема, появляются границы, вызывающие значительные ($\theta \approx 8-10^\circ$) разориентировки.

Зачастую оборванные границы группируются парами. Такие границы (дипольные конфигурации) вызывают примерно одинаковые, но противоположно направленные развороты прилегающих областей, вследствие чего на больших расстояниях от такой пары ориентация кристалла остается неизменной. Кроме дипольных конфигураций, границы, о которых идет речь, часто имеют форму замкнутых петель. При этом они ограничивают стержнеобразную область, в целом имеющую (с точностью до межъячеистых разориентировок) единую кристаллографическую ориентацию, разориентированную относительно матрицы на угол порядка нескольких градусов. Встречаются также границы, оборванные с обоих концов, и оборванные ветвящиеся границы (рис. 1.1).

Перечисленные элементы дефектной структуры деформированных ГЦК металлов маскируются на фоне плотной ячеистой структуры и обычно плохо различимы при светлопольном наблюдении. Однако они отчетливо выявляются при специально подобранных дифракционных условиях.

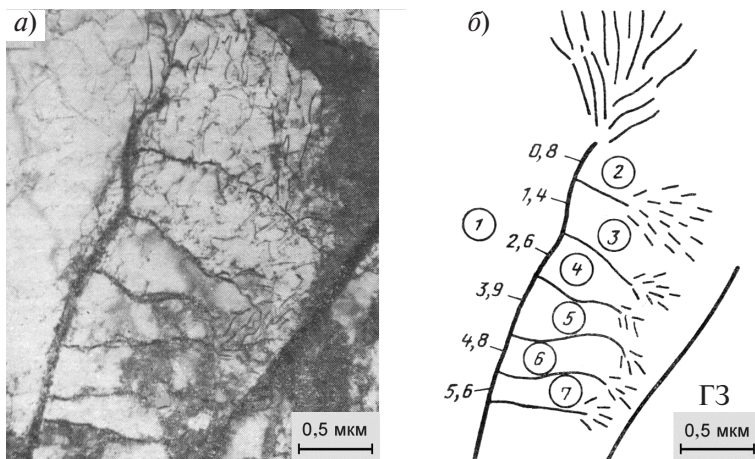


Рис. 1.1. Оборванная ветвящаяся дислокационная граница — светопольное изображение (а) в деформированном молибдене ($\epsilon = 0,4$) и ее схема (б) (ГЗ — граница зерна)

Необходимо отметить, что формирование ячеистой структуры и появление оборванных границ начинается в непосредственной близости от большеугловых границ зерен, являющихся мощными генераторами решеточных дислокаций. Как правило, там же на макроуступах, в изломах, в стыках зерен образуются первые оборванные границы. Сами же упомянутые неоднородности структуры большеугловых границ зерен, крайне редко встречающиеся в хорошо отожженных исходных поликристаллах (разумеется, за исключением стыков), становятся типичными для деформированных состояний.

Подобным же образом в монографии [8] рассмотрены особенности формирования дислокационных структур на стадии развитой пластической деформации в металлах с ОЦК и ГПУ решетками.

Описанные элементы дислокационной структуры формируются в кристаллах при деформации на стадии перехода ее в развитую. Они характерны для кристаллов разной симметрии, для различных условий деформирования (сдвиг, сжатие, кручение, изгиб, прокатка, гидроэкструзия и т. д.), для разных температур и скоростей нагружения. Многочисленные экспериментальные данные, полученные в последние годы, позволяют обосновать два важнейших обобщения: а) на стадии развитой пластической деформации возникают коллективные формы движения; б) на стадии развитой пластической деформации наличие коллективных форм движения дислокаций порождает однотипные для разных металлов и условий нагружения структурные дефекты.

Важнейшая особенность, присущая этим структурным дефектам, состоит в том, что все они являются дислокационными границами, вызывающими большие разориентировки сопрягающихся частей кристалла, т. е. на стадии развитой пластической деформации коллективные моды эволюции дислокационного ансамбля вызывают в кристаллах не только трансляционные сдвиги, но и пластические развороты.

Другой отличительной чертой данных дефектов является то, что они составлены не просто из дислокационных границ, а из оборванных дислокационных границ. Экспериментально оборванность границы впервые была доказана в работе [15]. Если наклонять кристалл, то светящаяся область, смещаясь вдоль границы, обходит ее, постепенно перемещаясь на другую сторону границы (рис. 1.2).

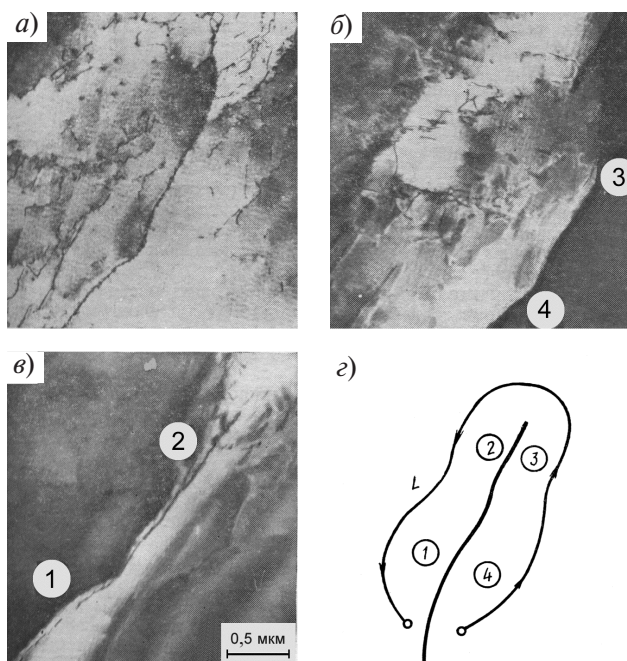


Рис. 1.2. Оборванная граница наклона в деформированном молибдене ($\epsilon = 0,4$) (темнопольное изображение) в различных дифракционных условиях: *a* — рефлекс $g = (110)$, угол наклона в гониометре $\varphi = 22,2^\circ$; *b* — $g = (110)$, $\varphi = -24,2^\circ$; *в* — $g = (110)$, $\varphi = 19^\circ$; *г* — схема оборванной границы наклона; 1–4 — места, в которых определяли ориентационные матрицы A_s ; *L* — контур обхода

Этот простой темнопольный анализ подтверждает, что данная граница действительно обрывается в кристалле. Обход по контуру (см. рис. 1.2) вокруг места обрыва выявляет непрерывное изменение ориентации кристалла — от исходной, характерной для участков, расположенных по левую сторону от границы, до конечной, характерной для участков, расположенных справа от нее. Оборванная граница уменьшает свою разориентировку по мере приближения к месту обрыва и меняет направление оси разворота.

Уменьшение разориентировки продолжается не до нуля, а заканчивается на уровне $\theta \approx 1,0-1,5^\circ$, после чего граница “расплетается” веерообразно, распустив во все стороны дислокации. Область обрыва, имеющую конечные размеры порядка 0,1 мкм, т. е. приблизительно в десять раз превышающую междислокационные расстояния в границе, условно называют линией обрыва. Кристаллографический анализ оборванных границ, подобный описанному, позволяет дать физическую интерпретацию линии обрыва границ в терминах теории дефектов реального кристалла. Прежде чем это сделать, необходимо обратить внимание на две существенные особенности интересующих нас дефектов. Они, во-первых, сосредоточены на линии, ограничивающей в пространстве фронт пластического поворота одной части кристалла относительно другой, и, во-вторых, вызывают вокруг себя плавное изменение кристаллографической ориентации, которое при обходе по замкнутому контуру дает отличный от нуля результирующий поворот. Линейные дефекты, обладающие указанными свойствами, называются дисклинациями. Подробно со свойствами дисклинаций можно ознакомиться в обзорах [11–13]. Когда по кристаллу движется мультиполь частичных дисклинаций, совершается пластическая деформация, осуществляемая посредством пластических поворотов. В связи с этим можно заключить, что на стадии развитой пластической деформации коллективные эффекты эволюции ансамблей сильнодействующих дислокаций вызывают ротационные моды пластичности, носителями которых являются частичные дисклинации.

В кристаллах элементарными физическими объектами, смещения которых приводят к пластическим сдвигам, являются дислокации. Именно поэтому правильное истолкование природы пластической деформации, осуществляемой посредством сдвига, было достигнуто лишь на дислокационном уровне рассмотрения. Атомный уровень оказался избыточным. Хотя, разумеется, он совершенно необходим при описании строения и свойств самой дислокации. Если в предыдущих рассуждениях заменить смысловую

триаду атом—дислокация—пластический сдвиг на триаду дислокация—частичная дислокация—пластический поворот, то получим описание поведения поликристалла на мезоуровне.

Линия частичной дисклинации — это наделенная рядом внутренних параметров (скорость, эффективная масса, энергия, вектор Франка (ротации), положение оси ротации и т. п.) математическая абстракция, пригодная для описания реально существующих в деформируемом кристалле физических объектов. Введение представлений о частичных дисклинациях необходимо в физике пластичности, когда от анализа пластических сдвигов переходят к анализу пластических поворотов, т. е. в тех случаях, когда существенными становятся ротационные моды пластичности. В этом случае элементарным дефектом, вызывающим при своем движении такие преобразования, является частичная дисклинация, а дислокационный уровень при анализе пластических ротаций избыточен. Он необходим лишь при изучении строения ядра частичной дисклинации и микромеханизмов ее движения — под этим понимается не только перемещение линии дисклинации в пространстве, но и изменение вектора ротации. На частичную дисклинацию, как и на дислокацию, можно смотреть с двух сторон: она является носителем ротационных мод пластичности и в то же время это мощный источник внутренних дающих напряжений.

Таким образом, исходя из общих соображений можно утверждать, что направленное, непрерывно происходящее в процессе большой пластической деформации движение частичных дисклинаций должно приводить к фрагментации кристалла, т. е. разбиванию его на микрообласти, разориентированные на углы порядка нескольких градусов. Чем больше степень деформации, тем мельче должны становиться фрагменты, тем больше они при этом должны вытягиваться один относительно другого. Это наиболее фундаментальное предсказание теории больших пластических деформаций согласуется с многочисленными экспериментами, часть результатов которых будет описана далее.

1.2. Структурные превращения при горячей пластической деформации

В настоящее время наиболее широкое распространение в промышленности получили такие разновидности ТМО как высокотемпературная термомеханическая обработка (ВТМО) и контролируемая

прокатка (ковка). Это определяется их высокой эффективностью, так как значительный положительный эффект достигается при минимальных усложнениях действующего производства, основанного на широко применяемых методах горячего пластического формообразования (прокатка, ковка, штамповка, раскатка и др.).

Работы, выполненные научными школами Урала, Москвы, Санкт-Петербурга под руководством В.Д. Садовского, В.М. Счастливцева, В.И. Левита, М.А. Смирнова, М.Л. Бернштейна, Л.М. Капуткиной, С.В. Добаткина, В.В. Рыбина и других, создают возможности широкого регулирования структуры путем изменения режимов высокотемпературной деформации [16–25]. Более того, на базе этих исследований созданы принципиально новые схемы, использующие высокотемпературную деформацию.

В зависимости от температуры, скорости, степени, дробности деформации и продолжительности междеформационных пауз формируются структуры горячего наклепа, динамического (статического) возврата, динамической (статической) полигонизации и динамической (статической) рекристаллизации. Кроме того, изменяются морфология, размер и состав выделений, происходят диффузионные превращения и т. п.

В последние годы в мире интенсивно изучаются вопросы влияния горячей пластической деформации на процессы превращений при повышенных температурах: статическую и динамическую рекристаллизацию; выделения в динамических условиях; рост зерна; диффузионные и мартенситные превращения; комплексные воздействия превращений, процессов выделения, рекристаллизации на структуру и механические свойства металлов и сплавов, а также изменение этих факторов под влиянием микролегирования [24, 26, 27]. Главная особенность процесса горячей деформации состоит в том, что формоизменение происходит при температурах $\geq 0,5 T_{пл}$ и сравнительно больших скоростях ($10^{-3} - 10^3 \text{ с}^{-1}$). Прочность и пластичность (вязкость) металлов в этих условиях существенно зависят от температуры и скорости деформации. Тот фактор, что большие деформации, достигаемые в процессе горячей обработки, не сопровождаются заметным деформационным упрочнением, свидетельствует об интенсивном развитии процессов динамического смягчения (разупрочнения) во время горячей деформации.

В ходе исследования процессов структурообразования надо всегда отделять те структурные изменения, которые не характерны для самого процесса горячей деформации, а происходят в

процессе выдержки после завершения деформации и в период последеформационного охлаждения до комнатной температуры. Такие последеформационные структурные изменения, хотя и не связаны прямо с механизмом деформации при данной температуре, могут быть важны в ряде практических случаев, связанных с прерывистой деформацией. Так, в отличие от прессования, при котором вся заданная деформация достигается при примерно постоянной температуре, при ковке и прокатке, которые осуществляются путем последовательных операций, заданная деформация достигается при непрерывно понижающейся температуре. Во время междеформационных пауз (например, транспортировка заготовки из одной клетки в другую) структура горячедеформированного металла претерпевает эволюцию и частично восстанавливается. Результирующая структура после нескольких таких последовательных обжатий и пауз формируется при наложении динамических (происходящих непосредственно в очаге деформации) и статических (в междеформационный и последеформационный периоды) изменений. На рис. 1.3 приведена схема таких изменений на уровне изменения зеренной микроструктуры.

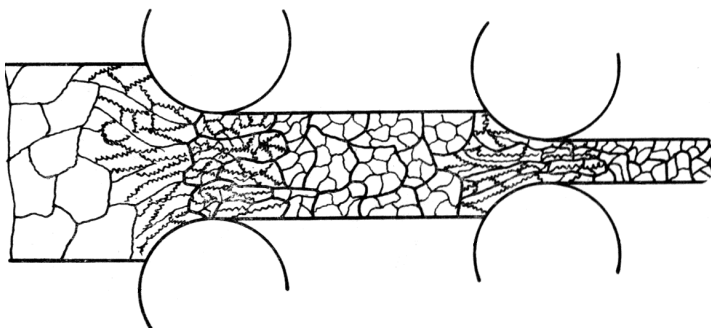


Рис. 1.3. Схема изменения микроструктуры в процессе многопроходной прокатки

Важные особенности структуры, возникающей при высоких температурах деформации, — появление полос скольжения внутри зерна, что свидетельствует о развитии внутризеренной деформации (рис. 1.4, *а*), и появление зубчатого строения границ зерен (рис. 1.4, *б*).

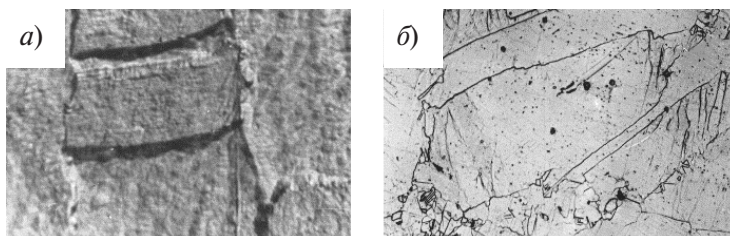


Рис. 1.4. Микроструктура стали 08X18N10T после горячей деформации с $T_{\text{деф}} = 1100^\circ\text{C}$ и последующим немедленным охлаждением в воде: *a* — полосы скольжения внутри зерна, $\times 1800$; *б* — элементы зубчатости имеют продолжение в тело зерна, $\times 200$ [20]

Появление “зубчатости” границ после горячей деформации в режимах ВТМО неоднократно отмечалось как в работах В.Д. Садовского, Е.Н. Соколова, М.А. Смирнова, так и в наших исследованиях [38, 124, 126, 20]. Отмечая важность этой структурной особенности деформированного металла, авторы этих работ высказывали предположения, что искаженность границ происходит вследствие выхода на них грубых линий скольжения и последующего перемещения отдельных элементов границы — анизотропного — вследствие разориентировки отдельных фрагментов субструктуры деформированного зерна. Кроме того, вследствие неоднородности распределения структурных несовершенств вдоль мигрирующей границы происходит ее неравномерное перемещение с образованием выступов в местах наибольшей плотности дефектов и впадин — в местах их низкой плотности, а также в местах, где имеются выделения избыточной фазы.

Наше подробное изучение границ позволило обнаружить связь зубчатости с процессом сдвигообразования при пластической деформации (см. рис. 1.4). С повышением температуры деформирования период и амплитуда зубчатости, как правило, увеличиваются, что находится в соответствии с известными данными об увеличении с ростом температуры деформирования расстояния между плоскостями скольжения, числа линий в полосе скольжения и величины наблюдаемого сдвига. Следует отметить, что при режимах горячей деформации, не обеспечивающих подавления рекристаллизации (повышенных температурах и степенях деформации), на стыках и границах деформированных зерен вместо зубчиков возникают зародыши новых зерен (рис. 1.5). По ряду причин горячую обработку давлением проводят с большими скоростями деформации. Только в особых случаях формоизменения

труднодеформируемых материалов низкие скорости могут оказаться необходимыми, чтобы предотвратить разрушение. Истинные скорости деформации обычно находятся в пределах $0,5\text{--}500\text{ с}^{-1}$. При таких скоростях следует учитывать возможность создания адиабатических условий при горячей деформации. Это может иметь значение для объяснения структурных изменений, а также для решения связанных с ними практически важных вопросов изменения вязкости (пластичности) при такой обработке.

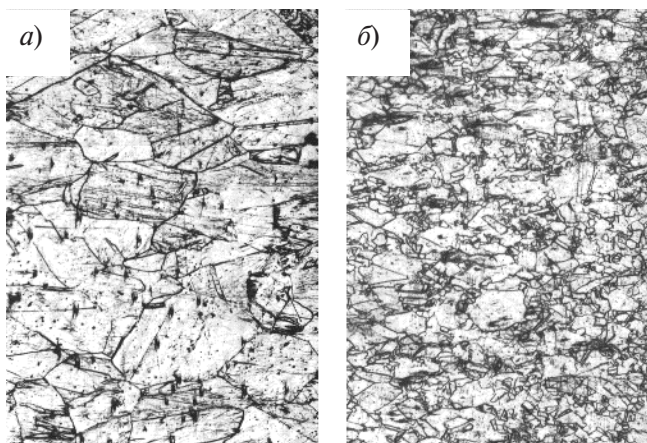


Рис. 1.5. Микроструктура стали 08X18N10T после горячей деформации по режимам: *a* — $T_{\text{пр}} = 850\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\varepsilon = 30\%$; *б* — $T_{\text{пр}} = 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\varepsilon = 30\%$; с последующим немедленным охлаждением в воде, $\times 100$

К настоящему времени проведено большое количество исследований, посвященных оценке влияния различных условий деформирования на строение металлов, для того чтобы получить информацию об оптимальных режимах горячей обработки металлов и сплавов. Установлено существенное влияние характера напряженного состояния при горячей деформации (при прокатке, ковке или при производстве труб поперечно-винтовой прокаткой или прошивкой и т. д.) на структурные изменения и в связи с этим на сопротивление деформации.

В общем случае напряженное состояние при различных процессах горячей пластической деформации является очень сложным, и лабораторные эксперименты лишь упрощенно отражают реальную ситуацию в производственных условиях. Однако во многих случаях

можно найти приемлемую корреляцию между промышленными условиями и лабораторными опытами.

Структурные превращения в ходе горячей деформации обуславливают изменение деформирующего напряжения. В связи с этим закономерности структурообразования целесообразно изучать в совокупности с анализом диаграмм горячей деформации. Вид диаграмм определяется в основном скоростью и температурой деформации, схемой напряженного состояния, химическим составом, исходным состоянием и типом кристаллической решетки. Подробно эта взаимосвязь рассмотрена в работе [17].

Влияние условий (параметров) деформации на вид диаграмм горячей деформации

Влияние схемы напряженного состояния

Обычно построение диаграмм горячей деформации осуществляют при испытаниях на сжатие, кручение и растяжение.

Особенностями диаграмм горячей деформации кручением являются: во-первых, возможность достижения больших степеней деформации; во-вторых, падение напряжения при деформации $\epsilon > \epsilon_{\max}$ (соответствующей $\sigma_{\max}$) со скоростями $\geq 0,5 \text{ с}^{-1}$, обусловленное разогревом образцов в ходе испытаний; в-третьих, завышенные значения $\epsilon_{\max}$ вследствие значительной неоднородности деформации по сечению образца. В общем диаграммы деформации при сжатии и кручении подобны, так же как и вид температурно-скоростных зависимостей напряжения течения, что позволяет говорить о подобии механического поведения при горячей деформации сжатием и кручением.

Недостатком горячей деформации растяжением является возникающая при относительно небольших степенях сосредоточенная деформация, поэтому при использовании

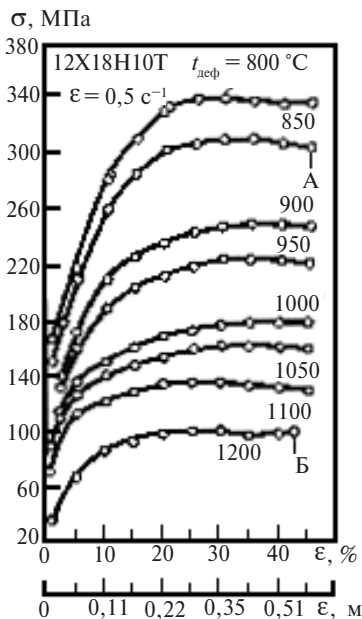


Рис. 1.6. Диаграмма деформации сжатием стали 12X18H10T (величина исходного зерна — 25 мкм) [17]

растяжения целесообразно проводить его при таких температурно-скоростных режимах, при которых $\epsilon_{\max}$ достигается в области равномерной деформации.

При аналогичном (общем) виде диаграмм растяжения, сжатия и кручения наблюдается различие в численных значениях параметров $\sigma_{\max}$ и $\epsilon_{\max}$, достигающее 20 %. Величина $\sigma_{\max}$ наибольшая при сжатии, а $\epsilon_{\max}$ — при кручении. На рис. 1.6 приведена диаграмма деформации сжатием стали 12X18H10T [17].

Влияние химического состава

Легирование по-разному влияет на параметры диаграммы горячей деформации (рис. 1.7). Легирование стали 40 хромом приводит к увеличению параметров $\sigma_{\max}$ и $\epsilon_{\max}$ вследствие твердорастворного упрочнения, замедления диффузии и образования карбидной фазы.

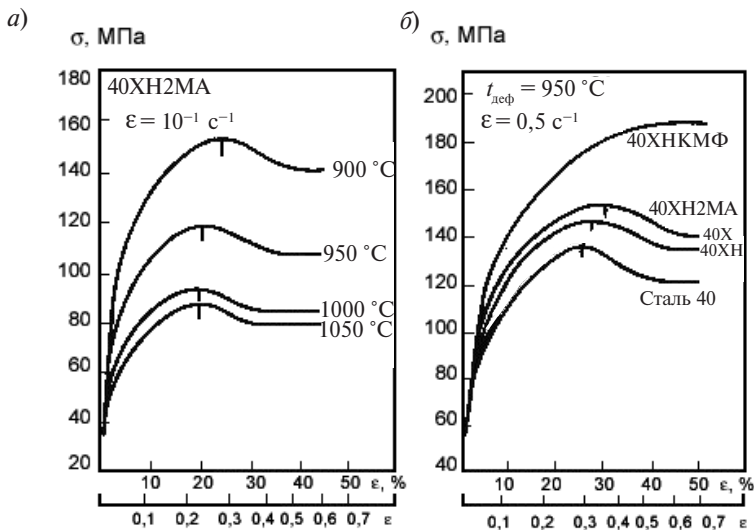


Рис. 1.7. Диаграммы горячей деформации сжатием конструкционных сталей с 0,4 % C [17]

Добавление в хромистую сталь 40X Ni (атома замещения) приводит к некоторому разупрочнению, но увеличивает прокаливаемость. Легирование молибденом, кобальтом и ванадием приводит к значительному упрочнению и замедлению процессов разупрочнения.

В целом можно отметить, что Cr, Mo, Co, Mn, Si, V, Nb являются элементами, упрочняющими сталь при высокотемпературной деформации и замедляющими процессы структурного разупрочнения, причем влияние их практически аддитивно. Никель же определяет ускорение процессов разупрочнения.

Влияние исходного состояния

Вид диаграмм горячей деформации зависит от исходного состояния, в частности, величины исходного зерна и наличия полигонизированной структуры.

Уменьшение величины исходного зерна, так же как и наличие полигонизированной структуры в исходном состоянии, приводит к более быстрому достижению установившейся стадии (к уменьшению $\epsilon_{\max}$). Предварительно созданная деформационная структура ускоряет достижение установившейся стадии при дальнейшей деформации, т. е. уменьшает $\epsilon_{\max}$, причем в тем большей степени, чем выше степень предварительной деформации на неустановившейся стадии. Структура, сформированная на установившейся стадии предварительной деформации, обуславливает постоянство параметра $\epsilon_{\max}$ при последующем нагружении (постоянную скорость процессов структурообразования).

Вообще при одинаковом изменении температурно-скоростных условий деформации данной стали скорость структурных преобразований определяется только исходным структурным состоянием.

Влияние температуры и скорости деформации

Параметры диаграмм горячей деформации $\sigma_{\max}$ и $\epsilon_{\max}$ однофазных материалов увеличиваются с ростом скорости и снижением температуры деформации (с увеличением параметра Зинера—Холломона $Z = \epsilon \exp(Q/RT)$, где ϵ — скорость деформации; Q — энергия активации горячей деформации; R — молярная газовая постоянная ($8,3 \text{ Дж} \cdot \text{моль}^{-1} \cdot \text{К}^{-1}$). Отклонение от этой “классической” зависимости наблюдали при наличии второй фазы или структурной составляющей, заметно отличающейся от матричной фазы по твердости и деформируемости. Характерными примерами могут быть карбидная фаза в аустените инструментальных высокоуглеродистых сталей и перлит в низкоуглеродистых сталях. В этих случаях при понижении температуры и увеличении объемной доли второй фазы наблюдаются сильное деформационное упрочнение

и уменьшение $\epsilon_{\max}$. Причем деформация при $\epsilon > \epsilon_{\max}$ приводит к непрерывному падению напряжения течения, обусловленному не только структурным разупрочнением аустенита или феррита, но и сфероидизацией и коагуляцией карбидных частиц.

При деформации низкоуглеродистых сталей, например, в межкуритическом интервале $A_{r3}-A_{r1}$ и $A_{c1}-A_{c3}$, наблюдается уменьшение значений $\sigma_{\max}$ относительно классической зависимости $\sigma = f(T)$ для аустенита, связанное с особенностями деформации двухфазной структуры и различным коэффициентом упрочнения феррита и аустенита.

Влияние типа кристаллической решетки

До недавнего времени считали, что выраженный максимум, или “пик”, напряжения течения на диаграммах горячей деформации характерен для материалов с ГЦК решеткой, которые вследствие низкой энергии дефекта упаковки $E_{\text{д.у}}$ разупрочняются на установившейся стадии деформации по механизму динамической рекристаллизации. В то же время считалось, что ОЦК поликристаллы имеют диаграмму горячей деформации без “пика” напряжения, и это соответствует динамической полигонизации на установившейся стадии.

Изучение диаграмм деформации в совокупности со структурным анализом различных классов сталей выявило следующее: во-первых, оба типа диаграмм встречаются в сталях и с ГЦК и с ОЦК решеткой; во-вторых, как ГЦК, так и ОЦК поликристаллы в зависимости от условий деформации (степень, скорость, температура, схема) и исходного состояния (размер зерна, наличие субграниц) могут разупрочняться и по механизму динамической рекристаллизации; в-третьих, тип диаграммы горячей деформации зачастую не определяет механизм структурообразования на установившейся стадии. Следовательно, для выявления механизма структурообразования наряду с анализом диаграмм деформации необходим структурный анализ.

Между тем диаграммы горячей деформации могут быть использованы для оценки кинетики процесса структурообразования. Основной количественной кинетической характеристикой диаграммы, соответствующей в первом приближении началу установившейся стадии, когда формируется относительно развитая структура, является $\epsilon_{\max}$. Для получения развитой структуры деформацию надо заканчивать на установившейся стадии при $\epsilon > \epsilon_{\max}$.

Установившаяся стадия достигается раньше при уменьшении скорости деформации, легирования, величины исходного зерна, увеличении температуры и наличии субструктуры в исходном состоянии.

Рассмотрим влияние условий деформации на размер динамически и статически рекристаллизованного зерна.

Работы по выявлению влияния горячей деформации на структуру проводились с использованием различных схем деформирования: прокатки [28, 29], кручения [30], растяжения [31], гибки [32], сжатия [28], ковки [29], экструзии [33]. Независимо от применяемой схемы деформирования происходило измельчение зерна. Так, в работе [28] на микролегированной Nb и V конструкционной стали при размере исходного аустенитного зерна 90 мкм прокаткой при пониженных ($\approx 800^\circ\text{C}$) температурах с $\varepsilon = 0,8\text{--}3,6$ получили аустенитное зерно размером 1–4 мкм.

Между тем имеются данные о том, что результат деформации зависит от схемы обработки и даже от конструкции конкретного агрегата, определяющего скорость деформации, а также время релаксационных процессов [32].

По некоторым сведениям дробность деформации, при прочих равных условиях, существенно влияет на размер полученного после ВТМО зерна [28]. Следует отметить, что увеличение степени деформации ε способствует уменьшению размера зерна аустенита [34]. Степень влияния определяется соотношением температур деформации и рекристаллизации. Сильное влияние на размер зерна горячекатаной стали оказывают температура выдержки при нагреве под прокатку, температура начала и окончания прокатки [30–35]. Так, нагрев под прокатку следует проводить при температурах, не слишком превышающих температуру образования твердого раствора, во избежание сильного роста зерна. Для исправления этого дефекта требуется весьма значительная деформация при пониженных температурах, что в свою очередь неблагоприятно сказывается на температуре хрупко-вязкого перехода [28, 35].

Имеющиеся литературные данные позволяют оценить влияние на размер зерна скорости высокотемпературной деформации. Так, в работах [30, 36] показано, что размер зерна растет с уменьшением скорости деформации.

Измельчение зерна связывается с протеканием в процессе деформации или после ее завершения динамической либо статической рекристаллизации. В последнем случае размер зерна в рекристаллизованной ферритной стали зависит от температуры и времени выдержки [37].

Кроме того, конечный размер зерна, при прочих равных условиях, зависит от структуры, сформировавшейся к моменту окончания горячей деформации. В работе [38] на ферритной нержавеющей стали были получены два типа субструктуры, которые представляли собой равновесные субзерна и полосы деформации в деформированных зернах. При последующей статической рекристаллизации зарождение новых зерен происходило в стали со структурой первого типа на границах деформированных кристаллов, а в стали со структурой второго типа — на границах полос деформации. В стали со структурой второго типа произошло большее, чем в первом, измельчение зерна.

Существенная роль в измельчении зерна при ТМО отводится микролегированию. Добавка в низколегированную сталь таких элементов, как Ti, Nb, V, Mo в количествах $\approx 0,1\%$, во-первых, задерживает рост зерна при нагреве под деформацию в области высоких температур [39–40], во-вторых, тормозит динамическую рекристаллизацию [39, 41]. Комбинированное легирование V и Nb оказывается предпочтительнее, чем легирование отдельно V или Nb либо Ti и V, из-за более высокой температуры образования V–Nb карбонитридов, что приводит к получению мелкозернистой ферритно-перлитной структуры сталей [42]. В работе [39] рекомендуется проводить комбинированное раскисление марганцовистой стали с $0,15\%$ C с совместными добавками Al–Ti–CaSi, так как это обеспечивает благоприятную форму включений и оптимальный размер зерна. Важным требованием является полное растворение выделений при нагреве под прокатку, т. е. нагрев до температуры $1150\text{--}1200^\circ\text{C}$ [40, 43]. При этом растет сопротивление ползучести стали [43].

Рассмотрим влияние условий деформации на дислокационную структуру сплавов. Характер изменения механических свойств горячедеформированных металлов и сплавов в основном определяется развитием субструктуры, выражающимся в распределении плотности дислокаций в объеме зерна и степени его фрагментации [21, 44].

При горячей деформации разупрочнение может происходить за счет процессов возврата, полигонизации и рекристаллизации [36]. Как правило, деформация, проводимая при температуре ниже $0,5T_{\text{пл}}$, приводит к образованию дислокационной субструктуры ячеистого типа. После деформации выше $0,5T_{\text{пл}}$ обнаруживаются субзерна, разделенные дислокационными субграницами. Верхний предел температуры, при которой возможно получение субструктуры горячей деформации, ограничен процессами рекристаллизации [31].

С повышением температуры деформации в указанных выше пределах примерно прямолинейно возрастает средний размер субзерна, а плотность свободных дислокаций снижается [45]. Установлено, что структура горячедеформированного аустенита сохраняет повышенную плотность дефектов не только после охлаждения на воздухе, но и после сравнительно длительных выдержек при высоких температурах [46].

Динамическая полигонизация происходит при умеренном горячем наклепе и приводит к формированию весьма устойчивой субструктуры. Процессы возврата и полигонизации затрудняют динамическую рекристаллизацию, которая наступает лишь после достижения высокой степени горячей деформации, в частности при больших степенях и высокой скорости деформации. Динамическая полигонизация приводит к формированию устойчивой субструктуры, которая может сохраняться при повторном длительном нагреве до температур, превышающих порог статической рекристаллизации.

Существенное влияние на структуру после ВТМО оказывает режим охлаждения [47, 49]. Если охлаждение после деформации происходит достаточно медленно, структура аустенита перед его распадом может измениться за счет процессов статического разупрочнения.

Кинетика процессов статического разупрочнения зависит от характера и степени завершения динамического разупрочнения. Так, развитие субструктуры после динамической полигонизации тормозит рекристаллизацию после деформации, тогда как статическая рекристаллизация вслед за динамической может протекать без инкубационного периода, и степень ее развития растет с повышением температуры горячей деформации [37, 38, 46].

Таким образом, на формирование структуры после ТМО оказывают влияние условия деформации и последеформационного охлаждения. Поскольку последние могут изменяться, возможно получение различных результатов при одинаковом варьировании параметров деформации.

В работах [17, 51] построены карты структурных состояний, отражающие температурно-скоростные границы действия различных механизмов структурообразования при горячей деформации.

Многоцикловая деформация с асимметричным циклом нагружения в сравнении с однократной не приводит к существенным различиям в формирующейся структуре. Следует, однако, при этом учитывать проявление эффекта Баушингера.

Помимо влияния на дислокационную структуру и размер зерен горячая пластическая деформация оказывает влияние на фазовые превращения.

Структура горячекатаного аустенита, зависящая от степени завершенности процессов разупрочнения к моменту распада, в решающей степени определяет характер и кинетику превращений переохлажденного аустенита.

Накопление дефектов в аустените должно стимулировать его распад [46]. Горячая деформация способствует выделению дисперсных частиц вторых фаз. В стареющих материалах условия деформации и отжига выбирают таким образом, чтобы создать границы зерен и субзерен и обеспечить выделение на них вторых фаз. В результате этого удастся повысить прочностные свойства без снижения пластических [53]. Горячая деформация ускоряет выделение карбидных фаз, причем тем сильнее, чем ниже температура и больше степень деформации [46, 55, 56].

Введение в сталь сильно карбидо- и нитридообразующих элементов усиливает воздействие понижения температуры деформации. Влияние дисперсных выделений этих элементов связывают в основном с торможением рекристаллизации вследствие смещения ее начала в область более высоких температур и замедлением миграции границ в результате барьерного действия частиц [46] (рис. 1.8).

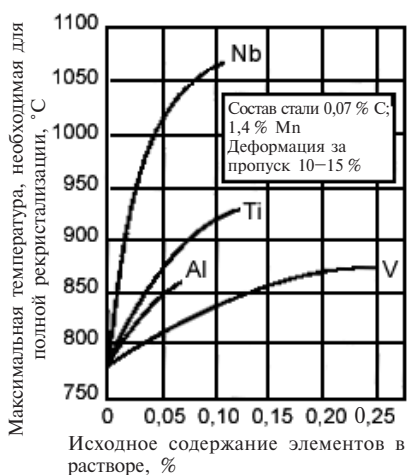


Рис. 1.8. Торможение рекристаллизации аустенита различными микролегирующими добавками

Марганец усиливает действие микродобавок, так как облегчает растворение прочных карбидов и карбонитридов, что в сочетании с выделяющейся при последующем охлаждении стали дисперсной фазой и тормозит рекристаллизацию [55, 56]. Кроме карбонитридов в процессе ТМО некоторых сталей и сплавов могут образовываться интерметаллидные фазы типа γ' (Ni–Al) и η (Ni₃Ti) [57].

В сплавах системы Fe–Ni–Co–Ti в процессе ТМО происходит выделение упрочненных частиц γ' -фазы состава (Ni, Co, Fe)₃Ti из аустенита, что обуславливает эффект запоминания

формы у этих сплавов [58]. Влияние ТМО на эффект запоминания формы проявляется через воздействие на мартенситную точку сплава. В работе [59] показано, что, варьируя параметры ТМО, можно изменить количество ϵ -мартенсита и регулировать величину эффекта запоминания формы в высокомарганцевых сталях.

Авторы работы [60] исследовали воздействие горячей деформации на температуры прямого и обратного мартенситных превращений в Cu–Zn–Al сплавах с эффектом запоминания формы. Горячая деформация подавляет процессы стабилизации, происходящие в материале. Деформация не только понижает значения температур превращения, но и оказывает влияние на величины $A_n - A_k$ и $M_n - M_k$, уменьшая первую и увеличивая вторую.

В работах [61, 62] исследовали влияние термомеханического циклирования на гистерезисные эффекты мартенситного превращения в сплавах с эффектом запоминания формы. Увеличение числа циклов $\gamma \Leftrightarrow \epsilon$ превращений приводит к понижению температуры M_n и повышению температуры A_n , что связывают с ростом внутренних напряжений, образующихся при увеличении плотности дефектов решетки при термомеханическом циклировании.

Многочисленные экспериментальные работы [63, 65] свидетельствуют о том, что горячая пластическая деформация ускоряет перлитное превращение аустенита и выделение избыточного феррита. Увеличение степени горячей деформации способствует росту доли перлитной составляющей и измельчению зерна. Так, в работе [65] на стали 50 при изменении степени деформации с 25 до 75 % при прочих равных условиях доля перлита увеличилась на 25 %, а размер зерна уменьшился в пять раз.

На бейнитное превращение деформация оказывает влияние, противоположное перлитному и ферритному: температура начала превращения незначительно снижается, а темпы превращения уменьшаются [65].

Влияние деформации на распад аустенита снижается с развитием рекристаллизационных процессов.

Измельчение исходного зерна аустенита приводит к увеличению доли феррита, но практически не влияет на межпластинчатое расстояние в перлите. При этом происходит уменьшение размера ферритного зерна и перлитных колоний [66].

Комбинация деформации обжата и отжига, по данным авторов работы [67], позволяет изменить характер фазового превращения и инициировать мартенситное в большой группе сплавов на основе TiNi. Процессы, происходящие при отжиге деформированного

сплава, существенно отличаются от процессов, протекающих при отжиге гомогенизированного закаленного сплава, что дает новые возможности для управления свойствами материала.

В сталях типа 40 и 40Х после осадки на 10–15 % при температуре 750–900 °С распад переохлажденного аустенита идет путем выделения и сфероидизации цементита, что позволяет получить отпущенную структуру непосредственно с ковочного нагрева [68].

Структура сталей, деформированных в двухфазной области, зависит от исходного состояния материала. В работе [69] исследовано поведение в процессе горячей деформации нержавеющей стали, находящейся в двухфазном ($\alpha + \gamma$) и однофазном (α) состоянии. При исходной двухфазной структуре в α -фазе, вследствие локальной рекристаллизации субзерен, появляются большеугольные границы. Образуется структура, обеспечивающая сверхпластичность стали при высоких температурах.

При исходной однофазной структуре в процессе деформации одновременно наблюдаются возврат в α -матрице и выделение в ней γ -фазы. При этом образуются сверхмелкие субзерна α -фазы, а границы этих субзерен становятся местами зарождения частиц γ -фазы. В результате образуется сверхдисперсная структура со средним размером зерна $\approx 0,5$ мкм.

Использование ТМО для формирования сверхпластичности

Структурные и фазовые превращения, происходящие при ВТМО, позволяют получать структуру, обеспечивающую сверхпластическое поведение материала.

Существует несколько способов получения таких структур. Одним из них является формирование равноосной мелкозернистой структуры в процессе горячей деформации путем динамической и статической рекристаллизации [70].

Алюминиевые сплавы с высоким содержанием Mg приобретают способность к сверхпластической деформации после ТМО по режиму: горячая деформация при 450 °С, закалка от этой температуры, прокатка при температуре ниже температуры растворимости Mg в Al в твердом состоянии, но выше 200 °С [71].

Более эффективным методом создания мелкодисперсной структуры является применение ТМО к дисперсионно-твердеющим материалам. При горячей прокатке происходит выделение дисперсных частиц, которые сдерживают рост рекристаллизованных зерен, что приводит к дополнительному измельчению структуры [72].

Так, в формировании сверхмелкодисперсной структуры аустенитных сплавов важную роль играют процессы непрерывного и прерывистого выделения γ (Ni_3Al) и η (Ni_3Ti) фаз и рекристаллизация [73, 74].

На двухфазной нержавеющей стали в результате ТМО можно получить микродуплексную структуру, обуславливающую сверхпластичное поведение стали [75].

1.3. Структурные превращения при тепловой деформации

Тепловая деформация обычно проводится при температурах $(0,3-0,5)T_{\text{пл}}$ (верхняя граница соответствует температурам начала рекристаллизации), и ее особенности обусловлены следующими факторами [76].

1. При указанных температурах происходит одновременно введение дислокаций в металл (при деформировании) и их перераспределение с образованием более устойчивых конфигураций по типу полигонизации (формирование среднеугловых границ).

2. Для технически чистых металлов и сплавов следует учитывать более интенсивное (при повышенных температурах) взаимодействие дислокаций, введенных деформацией, с атомами примесей.

3. Температурный интервал деформации для ряда сплавов может совпадать с фазовыми или структурными превращениями в них, и тогда возникают новые явления в пластическом поведении этих сплавов, обусловленные одновременно протекающими превращениями (сверхпластичность).

4. При нагреве понижается сопротивление пластическому деформированию (иногда без изменения фазового состояния сплавов), что используется на практике для осуществления формоизменения труднодеформируемых металлов и сплавов.

Перераспределение дислокаций при нагреве в более устойчивые конфигурации, слабоориентированные ячейки и фрагменты (в том числе при одновременном воздействии напряжений и температуры) соответствует реализации механизма динамического возврата.

В зависимости от температуры нагрева, характера взаимодействия дислокаций с атомами растворенного элемента и от природы последних, главным образом от их диффузионной подвижности в данной решетке, возможны следующие варианты.

1. Высвобождение дислокаций от атмосфер, когда тепловые флуктуации, увеличивающие диффузионную подвижность слабо связанных с дислокациями атомов, помогают внешним напряжениям вырвать дислокации. В этом случае отмечается понижение предела текучести с повышением температуры.

2. Образование при умеренном нагреве прочных атмосфер из малоподвижных атомов, которые при комнатной температуре не могли диффундировать к дислокациям. В этом случае наблюдается повышение сопротивляемости деформированию.

3. Когда концентрация атомов примесей вокруг дислокаций становится весьма высокой, возможно формирование фаз выделения, т. е. деформационное старение при теплой деформации, приводящее к существенному упрочнению и падению пластичности (например, синеломкость).

В основу вышеприведенных вариантов положены представления Котрелла, согласно которым вокруг дислокаций образуется “атмосфера” (“облако”) из атомов растворенных элементов, которая в объеме над положительной дислокацией оказывается сжатой, а под ней — разреженной. Энергия деформирования может быть изменена благодаря закономерному скоплению атомов с большими диаметрами в разреженной зоне, а атомов с малыми размерами в зоне сжатия. Атомы, растворенные по механизму внедрения и вызывающие локальное расширение решетки, будут располагаться в разреженной зоне у дислокации. Если дислокация начинает выходить из атмосферы, энергия участка решетки, содержащего атмосферу, увеличивается.

Так как это усилие, вызывающее перемещение дислокации (определяющее таким образом локальное повышение энергии), прикладывается извне, то, когда имеется атмосфера атомов примесей вокруг дислокации, предел текучести повышается. Для вырывания дислокаций из атмосферы необходимы более высокие напряжения, чем для ее последующего движения.

“Насыщенность атмосферы” вокруг дислокаций C зависит от температуры. Для твердых растворов невысокой концентрации C_0 и при малой величине энергии взаимодействия V (т. е. в условиях, неблагоприятных для образования второй фазы) $C = C_0 e^{V/kT}$.

Химическое взаимодействие обсуждается в связи с наличием в плотно упакованных кристаллах (например, с ГЦК решеткой) расщепленных дислокаций, содержащих дефекты упаковки. Как показал Сузуки, для термодинамического равновесия в твердых растворах с ГЦК решеткой необходимо, чтобы концентрация растворенного вещества в дефектах упаковки (имеющего строение

гексагональной плотно упакованной решетки) отличалась от концентрации в окружающем твердом растворе. Силы связи между атомами в гексагональной упаковке отличаются от сил связи в гранцентрированной упаковке. Такое гетерогенное распределение атомов растворенных элементов, обусловленное созданием атмосфер на дефектах упаковки, следует рассматривать как химическое взаимодействие атомов примесей и дислокаций (дефектов упаковки).

Создание равновесной сегрегации на дефектах упаковки, как правило, будет сопровождаться уменьшением энергии дефекта упаковки γ , увеличением расстояния между ограничивающими дефект частичными дислокациями. Это приведет к упрочнению сплава при деформации в связи с большей устойчивостью дислокационных препятствий, образованных при множественном скольжении.

Отметим, что по сути самого явления эффект блокировки дислокаций, по Сузуки, оказывается действенным при таких повышенных температурах, для которых блокировка, по Коттреллу, в ряде сплавов может оказаться незначительной.

Тепловые флуктуации слабо влияют на поведение расщепленных дислокаций. Для того чтобы дефект упаковки мог покинуть объем, в котором созданы атомные сегрегации вокруг него, ему надо переместиться по крайней мере на 50 или более атомных расстояний. Существует следующая зависимость критического напряжения сдвига от концентрации растворенного элемента и температуры, учитывающая взаимодействие атомов примесей с дефектами упаковки:

$$\tau' = \frac{2h}{V_b} H C_0 (1 - C_0) \frac{1 - e^{-H/RT}}{1 - C(1 - e^{-H/RT})}, \quad (1.1)$$

где τ' — максимальное блокирующее напряжение; C_0 — средняя концентрация растворенного элемента; b — вектор Бюргерса; V_b — молекулярный объем; H — величина, пропорциональная разности $\gamma_A - \gamma_B$ (где γ_A и γ_B — соответственно энергии дефектов упаковки в металлах A и B , участвующих в образовании твердого раствора); h — половина ширины дефекта упаковки.

Сузуки провел расчеты увеличения τ' за счет блокировки дислокаций по предложенному механизму (по формуле (1.1)) для кристаллов медно-никелевых сплавов при 600, 800 и 1000 К в широком диапазоне концентраций — получено хорошее совпадение с экспериментальными данными. При этом было получено подтверждение, что при высоких температурах блокирование дислокаций, по Сузуки, имеет определяющее значение.

Механизм Мота–Набарро, объясняющий не только упрочнение при образовании твердых растворов, но и дисперсионное твердение, рассматривает взаимодействие дислокаций с атомами примесей как при их беспорядочном распределении, так и при образовании группировок. Сопротивление деформации сплава, упрочненного дисперсионным твердением, достигает максимума при оптимальном расстоянии между скоплениями, когда кольца дислокаций, образующиеся вокруг скоплений (частиц) при их огибании дислокациями, перекрывают межчастичные расстояния, что определяет эффективное торможение движения дислокаций через кристалл. Наконец предел текучести снова падает до минимума, когда скопления (частиц) расположены слишком далеко друг от друга (произошла их коагуляция) и дислокации без существенных затруднений проходят через значительные по величине межчастичные участки кристалла, свободные от тормозящего влияния полей напряжений.

Рассматривая взаимодействие дислокаций с атомами примесей, можно установить, что существует два вида такого взаимодействия: статическое, когда затрудняется начало движения дислокаций в связи с их закреплением*, и динамическое, которое возникает уже в ходе самого процесса движения дислокаций, встречающих на своем пути атомы примесей или (что намного эффективнее) их скопления. Исходя из этого, применительно к теплой деформации целесообразно рассмотреть взаимодействие перемещающихся дислокаций и движущихся атомов примесей.

Если атом растворенного элемента оставляет свое место в результате взаимодействия с дислокациями, то он перескакивает лишь на то место, которое имеет более низкую энергию взаимодействия. Выделяющаяся при этом энергия (рассеиваемая колебаниями решетки) либо возмещается извне, из источника приложения напряжений, либо компенсируется за счет уменьшения кинетической энергии дислокаций. Так или иначе миграция атомов в процессе скольжения увеличивает напряжение, необходимое для перемещения дислокаций с данной скоростью.

Таким образом, при постоянном напряжении перемещение дислокаций замедляется в связи с перескоками атомов. Тогда для дальнейших перескоков имеется больше времени, их вероятность

*Это определяет тот факт, что когда дислокации отрываются от мест закрепления при приложении достаточно больших внешних напряжений, они продолжают двигаться при более низких напряжениях, при которых двигаются свободные дислокации.

увеличивается, вследствие чего происходит еще большее замедление движения дислокаций и т. д. Начавшееся замедление продолжается до тех пор, пока не перейдет в “медленное” передвижение дислокаций вместе с атмосферой.

Однако возможен и другой случай: если напряжение велико, то дислокация будет перемещаться ускоренно, вероятность “не поспевающих” за дислокацией атомов примесей уменьшается. Это означает, что при таком ускоренном перемещении дислокация теряет на возможных перескоках атомов все меньше и меньше энергии, т. е. будет двигаться как бы независимо от атмосферы, что обеспечивает “быстрое” перемещение дислокаций.

Таким образом, имеется два интервала стабильных скоростей дислокаций — медленный и быстрый, разделенных интервалом, в котором перемещение их нестабильно.

При приложении постоянной нагрузки к реальному кристаллу вначале должно происходить быстрое движение незакрепленных дислокаций или слабозакрепленных дислокаций. Затем дальнейшая деформация оказывается весьма малой и становится возможной лишь в результате медленного движения дислокаций, сопровождающегося перескоком атомов в новую позицию к переместившейся дислокации. В итоге деформация (перемещение дислокаций) должна вообще прекратиться.

Изложенные теории эволюции дефектной структуры металлических материалов достаточно хорошо реализуются при тепловой деформации сталей.

При 200 °С дислокации распределены, как правило, хаотично, признаков динамического возврата еще не наблюдается. При 300 °С подвижность дислокаций растет, при этом могут образовываться единичные полигональные стенки. Повышение температуры до 400–500 °С приводит к формированию структуры динамической полигонизации. При этом плотность дислокаций понижается. В целом теплая деформация стали в интервале температур 200–500 °С сопровождается перестройкой дислокационной структуры вследствие переползания и аннигиляции дислокаций, но без миграции границ зерен [79].

Необходимо отметить, что кинетика всех описанных процессов существенным образом зависит от состава стали, исходной структуры, скорости деформации. Для труднодеформируемых в холодном состоянии сталей теплая деформация является перспективным способом их пластического формообразования.

Механизм тепловой деформации сталей подчиняется эволюционной закономерности формирования дислокационных структур,

изложенной в разд. 1.1, независимо от температуры деформации. Однако температурный фактор оказывает влияние на кинетику их развития. Кроме того, как было отмечено ранее, взаимодействие со вторичными фазами также вносит коррективы, сдвигая в ту или другую сторону этапы эволюции структуры, определяющиеся реализацией определенного механизма структурообразования.

Теплая деформация при температуре 300 °С обычных углеродистых (0,06–0,85 % С) и низколегированных сталей приводит к получению более высоких значений предела текучести и временного сопротивления по сравнению с холодной деформацией, а также с холодной деформацией с последующим низкотемпературным нагревом (например, на те же 300 °С). В общем случае прочность многофазных сплавов определяется прочностью каждой фазы и может быть приблизительно оценена через относительные площади, которые занимают эти фазы в сплаве.

Если температура конца прокатки горячедеформированных сталей снижается до 900–800 °С, то следует считать, что прокатка заканчивается в интервале температур теплой деформации, когда динамические рекристаллизационные процессы значительно замедляются. Структура такой стали характеризуется развитой динамической субструктурой, в ней наблюдается полосчатость (рис. 1.9, *а*), обусловленная преимущественным ростом динамически рекристаллизованных зерен в направлении прокатки. Мелкие частицы избыточных фаз, располагающихся в полосах скольжения, на границах и субграницах задерживают миграцию границ и способствуют формированию вытянутых зерен (рис. 1.9, *б*).

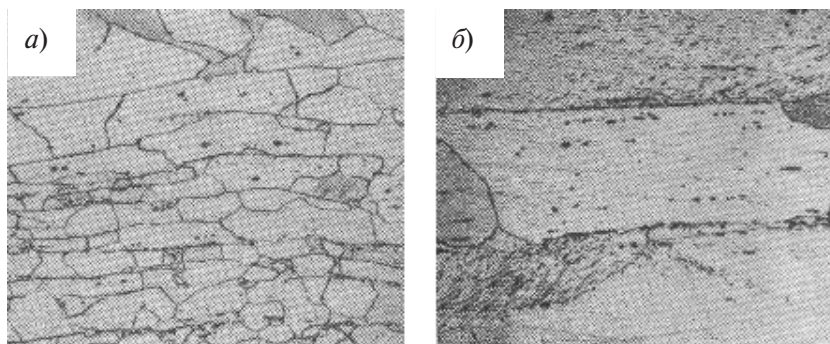


Рис. 1.9. Микроструктура стали 08Ю после теплой прокатки ($\times 500$)

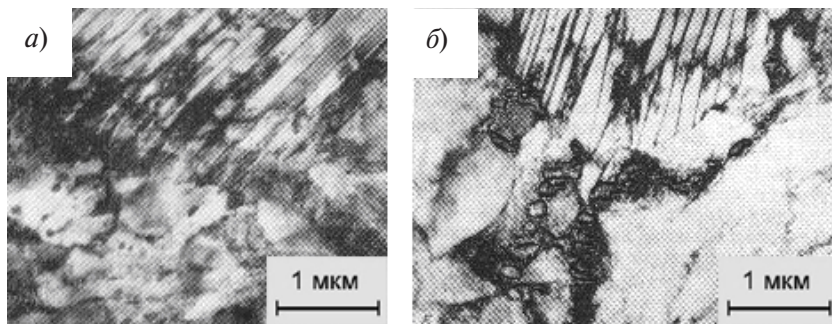


Рис. 1.10. Структура стали 40Х после горяче-теплой раскатки по режиму: $T_n = 795^\circ\text{C}$, $T_k = 610^\circ\text{C}$; *a* — частичная коагуляция цементита; *б* — отсутствие полигонизации феррита и коагуляция цементита

Макроструктура обычных углеродистых и низколегированных сталей в основном является двухфазной (феррит и карбиды). Судя по результатам наших экспериментов, в том числе совместно с представителями киевской школы [77, 78], в процессе теплой пластической деформации в ферритной составляющей происходят повышение плотности дислокаций и образование полигональной субструктуры, между тем карбидные пластины под воздействием дислокационного потока диссоциируют на глобулярные частицы (рис. 1.10) [77]. Последний факт особенно очевиден при увеличении единичных обжатий. Рост степени (скорости) деформации генерирует увеличение потока дислокаций. При этом происходит последовательное перерезание движущимися дислокациями карбидных пластин вплоть до размеров, меньших критического (при очень больших деформациях), после чего они диссоциируют и растворяются в твердом растворе. Процесс диссоциации усугубляется при повышении температуры деформирования вплоть до растворения карбидов при незначительных деформациях, а при достижении температуры их растворения — и без деформационного воздействия.

Повышение прочности в результате теплой деформации можно объяснить в основном упрочнением феррита, а при неполном растворении карбидной фазы — и частичным ее измельчением. Для легированных сталей эффект упрочнения связывают и с размножением дислокаций в процессе теплой деформации в сочетании с деформационным старением — более эффективным в данном случае, чем при холодной деформации с последующим низкотемпературным нагревом. Экспериментально это подтверждено работами

Гокю и Хасимото на α -железе с содержанием углерода 0,02 %. Образцы подвергали холодной прокатке со степенями обжатия 4, 13 и 20 %, теплой прокатке с теми же обжатиями при температурах 100, 200, 300 и 400 °С, а также холодной прокатке с последующим низкотемпературным нагревом на указанные температуры. Обнаружено, что с повышением температуры прокатки (степень обжатия 4 %) твердость по Виккерсу возросла, достигая при 300 °С максимального значения, снижаясь при 400 °С. Это изменение совпадает с описанными ранее результатами для обычных углеродистых и низколегированных сталей. Следовательно, можно считать, что упрочнение деформированных “в теплую” сталей обусловлено упрочнением α -железа при 300 °С.

Электронно-микроскопические исследования показали, что плотность дислокаций оказалась максимальной после теплой прокатки при 300 °С (примерно в 10 раз выше, чем после прокатки при комнатной температуре). Плотность дислокаций после прокатки при 400 °С меньше, чем после прокатки при 300 °С. Это можно объяснить взаимодействием движущихся дислокаций с атомами примесей, имеющих в зависимости от температуры различную диффузионную подвижность. В общем случае свежие, “размноженные” в процессе деформации дислокации могут взаимодействовать с атомами внедрения С и N в феррите при соответствующих температурах нагрева, необходимых для образования атмосфер. Если температура деформирования соответствует необходимому уровню, в процессе деформации может происходить “динамическое деформационное старение”. Его можно представить как образование атмосфер в результате взаимодействия межузельных атомов внедрения (углерода и азота) с движущимися дислокациями, возникшими в результате последовательного размножения дислокаций в процессе деформации. Вокруг порожденных деформацией дислокаций, как показывают исследования, немедленно образуются атмосферы за счет диффузии атомов внедрения, облегченной при повышенных температурах. Процесс пластического течения в таком динамически состаренном α -железе (с 0,02 % С) не связан с вырыванием дислокаций из атмосфер межузельных атомов, а определяется возникновением новых дислокаций, что приводит к общему увеличению их плотности.

В процессе относительно продолжительной теплой деформации непрерывно поддерживается процесс, при котором вокруг дислокаций, введенных в процессе течения, образуется атмосфера из получивших при теплой прокатке достаточную подвижность атомов С и N. Число неподвижных (за счет образования атмосфер)

дислокаций возрастает, и в α -железе, подвергнутом тепловой деформации, плотность таких дислокаций получается более высокой, чем при холодной деформации и последующем нагреве на ту же температуру. В результате этого отмечается и повышение прочности (твердости) после тепловой деформации.

Таким образом, упрочнение в процессе тепловой деформации определяется накоплением в α -железе большого числа малоподвижных систем дислокаций в результате накладывающихся процессов размножения при деформации дислокаций и процессов взаимодействия этих свежих дислокаций с межузельными атомами в решетке α -железа.

Помимо непосредственного использования тепловой деформации не только для формоизменения, но и для упрочнения стальных изделий этот способ имеет значение для рационального выбора режимов тепловой правки, широко применяемой на практике. В этой связи описанные выше случаи малой деформации (4 %) представляют большой интерес.

В процессе тепловой прокатки в стали могут выделяться достаточно крупные частицы избыточных фаз (нитриды, карбонитриды, оксиды) размером $(5-12) \cdot 10^{-7}$ см, что уменьшает прочность стали.

В ходе тепловой деформации могут происходить фазовые превращения в стали. Если при тепловой прокатке осуществляется $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение, то образующиеся ферритные зерна имеют вытянутую в направлении прокатки форму.

Теплая прокатка стимулирует перекристаллизацию, так как в дефектных участках легче зарождается новая фаза. Деформация также значительно ускоряет распад аустенита в перлитной и замедляет его распад в бейнитной области. Эти эффекты усиливаются по мере увеличения скорости деформации.

При прокатке средне- и высокоуглеродистых сталей в области температур тепловой деформации упрочнение стали обеспечивается не только в результате деформации ячеистой субструктуры и динамического деформационного старения, но и благодаря изменению механизма распада аустенита. Если при охлаждении стали после горячей деформации из аустенита при эвтектоидном превращении формируются пластинчатые структуры, то в процессе тепловой деформации реализуется распад аустенита на зернистый перлит. Для получения дисперсной структуры применяют так называемую непрерывную прокатку в области температур тепловой деформации: выше A_1 (надкритические температуры), когда при значительных обжатиях происходит эвтектоидный распад аустенита, с образованием частиц цементита или карбидов сферической формы, и ниже

A_1 (субкритические температуры), когда пластическая деформация приводит к динамической сфероидизации пластинчатых частиц цементита или карбидов. В этом случае обеспечивается сочетание высоких прочности, пластичности и вязкости при хорошем качестве поверхности полуфабриката. Инструмент, изготовленный из такой стали (после соответствующей термообработки), также отличается высокой стойкостью. Непрерывной прокатке подвергают конструкционные, подшипниковые и инструментальные стали.

Холодная прокатка листовых аустенитных нержавеющей сталей затруднена из-за интенсивного развития упрочнения в процессе деформации. При холодной деформации этих сталей ограничивают степень деформации за один проход или проводят промежуточную смягчающую обработку, что снижает производительность прокатных станов. Тонкие полосы и ленты из нержавеющей сталей получают путем теплой прокатки, позволяющей уменьшать интенсивность упрочнения сталей и повысить их пластичность, не вызывая качественных структурных превращений. Например, предварительный подогрев стали типа X18H10T до 200–300 °C дает возможность повысить стабильность аустенита, предотвратить мартенситное превращение в процессе деформации при одновременном уменьшении усилий прокатки в 1,6–1,8 раза. Аустенитно-мартенситную сталь ЭИ925 прокатывают при 100–120 °C, жаропрочную сталь ЭИ602 — при 300 °C.

Пластичность некоторых аустенитных сталей при теплой деформации увеличивается в результате мартенситного превращения в ходе деформации. Образование мартенсита в процессе пластического течения стали в перенапряженных участках деформируемого аустенита приводит к снижению напряжения в стали и облегчает ее деформацию. При этом получается мелкоигольчатый мартенсит. Наряду с этим в процессе теплой деформации имеет место явление деформационного старения, что в целом обеспечивает повышение прочности изделий.

Еще в конце 20-х гг. XX в. Помп с сотрудниками обнаружил возможность уменьшения сопротивления деформированию и повышения пластичности труднодеформируемых и хрупких при комнатной температуре сталей и сплавов [76].

В Германии проводились систематические исследования электротехнических сталей с различным содержанием кремния. Обнаружено, что при понижении температуры деформации отмечается сильное возрастание сопротивления деформации, причем тем большее, чем выше содержание кремния. Лишь при температурах, превышающих 1000 °C, нивелируется влияние содержания кремния в стали.

При изготовлении листов из трансформаторной стали лишь повышение температуры прокатки до 220–350 °С позволило реализовать обжатие на 40 %. При этом пластичность труднодеформируемых (на 40 %) листов из трансформаторной стали осталась еще на таком уровне, что оказалась возможной дальнейшая прокатка при комнатной температуре.

Целесообразным оказалось применение теплого волочения (при 200 °С) для получения проволоки (диаметром 9–13 мм) из стали типа сельхром (0,4 % С; 3 % Si; 9–10 % Cr), используемой при производстве клапанов. Очень эффективным является использование теплой деформации для получения проволоки малых сечений (диаметром до 2 мм) из быстрорежущих и жаропрочных сталей. С помощью теплого волочения, предусматривающего нагрев либо индукционным, либо контактным методом (путем пропускания тока), либо с использованием проходных печей-ванн, заполненных расплавленными металлами или солями, получают заготовку для холодного волочения быстрорежущей стали диаметром 2,5 мм, а из аустенитной стали с 14 % Mn — диаметром 4 мм. В качестве смазки чаще всего используют полуколлоидный раствор графита в спирте. Общим требованием к смазке, используемой при теплом волочении, является ее неизменяемость до 600 °С. Инструменты (волочильные доски) должны быть подогреты, причем эта температура поддерживается в течение всего времени волочения, что достигается при нагреве током. Проволоку при теплом волочении быстрорежущих сталей нагревают обычно до ≥ 500 °С и вводят в волочильную доску при 350 °С, поддерживая эту температуру в течение всего времени деформации. Обычно за одну протяжку дают деформацию до 25 %, причем повторные протяжки оказываются возможными без промежуточной обработки. Скорость волочения составляет 60–100 м/мин и выбирается в зависимости от толщины проволоки и длины нагревательной ванны.

Для сложнолегированных сталей использование теплой деформации оказывается целесообразным не только для облегчения процесса формоизменения, но и для существенного повышения свойств. В частности, подбором температуры и скорости теплой деформации можно в ряде случаев подавить деформационное старение, что приводит к повышению прочности, не сопровождающемуся падением пластичности.

При теплой штамповке выдавливанием оказалось возможным штамповать несимметричные детали за один прием, тогда как при холодном выдавливании требовалось несколько проходов. Потребление энергии при теплом выдавливании по сравнению с холодным

уменьшается вдвое, резко сокращается брак, повышается комплекс механических свойств в деталях: наряду с резко повышенной прочностью сохраняется высокий уровень пластичности и вязкости. Подобные свойства обусловлены в первую очередь формированием фрагментированной субструктуры и соответственно реализацией эффекта ротационной пластичности.

Теплая штамповка выдавливанием (стали при 600 °С, алюминия при 400 °С) широко применяется в автомобильной промышленности у нас в стране и более распространена за рубежом, в частности в США. Интересные работы по совмещению скоростного нагрева закаленной проволоки под отпуск с теплой пластической деформацией были выполнены В.Н. Гридневым, Ю.Я. Мешковым и другими [80–82]. Нагрев осуществляли контактным методом, одним из контактов служила фильера. При таком комбинированном воздействии значительно ускоряются процессы распада мартенсита и остаточного аустенита, а также изменяется сама структура электротермомеханически отпущенной стали. Так уже после деформации на 10 % при 350 °С наблюдается ориентированное выделение цементита, чередующегося с тонкими прослойками феррита. Пластическая деформация на 20–35 % при 300 °С приводит к получению структуры, внешне схожей со структурой стали, изотермически закаленной при 450–550 °С. Получение тонкопластинчатой структуры создает предпосылки для успешного холодного волочения такой стали и изготовления из нее высокопрочной проволоки различного назначения (с σ_b до 2500 МПа) из сталей 60, 70, 70С2ХА. На “неудобных” для деформирования аустенитно-мартенситных сталях при повышении температуры до 150–300 °С удельные давления существенно уменьшаются. Это определяется не только разупрочнением за счет нагрева, но и уменьшением количества мартенсита, которое можно регулировать, изменяя термомеханические режимы теплой деформации.

В большинстве случаев теплая деформация способствует перераспределению дислокаций и созданию термически более стабильной структуры.

1.4. Структурообразование при холодной пластической деформации

Способность к пластическому деформированию кристаллов (как и ряд других свойств) является резко анизотропной. Плоскости и

направления скольжения в кристалле заданы самим характером его решетки, они не определяются величиной и направлением максимальных касательных напряжений. В любом кристалле скольжение возможно только вдоль некоторых кристаллографических плоскостей, определяемых геометрией структуры, и в некоторых направлениях, лежащих в этих плоскостях. Сочетание плоскости скольжения и направления скольжения с определенными индексами составляет систему скольжения.

Двойникование, вероятность которого существенно зависит от плотности упаковки решеток, проходит, как и скольжение, с соблюдением определенных кристаллографических соотношений. Несмотря на значительное количество однопородных систем скольжения (или двойникования) в каждый момент деформации действует преимущественно одна система, но на разных стадиях деформации могут действовать разные системы скольжения. В первом приближении считают, что вначале деформация идет по системе, наиболее благоприятно ориентированной к направлению максимального касательного напряжения. По мере увеличения напряжения деформация начинает развиваться по менее благоприятно ориентированным плоскостям. Таким образом, различные системы скольжения последовательно вступают в процесс пластического течения, что можно зафиксировать при феноменологическом изучении процесса деформации. При этом элементарный акт скольжения также развивается последовательно, с некоторой конечной скоростью, а не одновременно во всей плоскости скольжения.

В ходе пластической деформации очень трудно воспрепятствовать взаимодействию дислокаций в одной плоскости скольжения с дислокациями других плоскостей. При сравнительно небольших степенях деформации (обычно до 4–7 %) дислокации, скопившиеся у препятствия (границ, частиц второй фазы, концентрационных неоднородностей и т. п.), как правило, вступают во взаимодействие с другими дислокациями и дефектами из соседних плоскостей, образуя дислокационные сплетения более или менее сложной конфигурации. В результате возникают узлы, сетки, решетки из дислокаций, имеющие как плоский, так и пространственный характер. С повышением степени деформации дислокационные сетки будут не исчезать, а перераспределяться из-за общего повышения плотности дислокаций с созданием субграниц, сгущений, разбивающих кристалл на разориентированные между собой объемы, размерами в поперечнике $\approx 1\text{--}2$ мкм, разделенные граничными областями из сгущений сеток с очень высокой плотностью дислокаций, сравнительно свободные от дислокаций,

т. е. будет происходить образование ячеистой структуры. Для ячеистой структуры характерны высокая напряженность и большая неоднородность в распределении дислокаций.

Одним из новых механизмов пластической деформации, обнаруженных сравнительно недавно, является ротационная пластичность, механизм которой наиболее полно описан в монографии В.В. Рыбина [8]. Суть его заключается в следующем. Пластическое формоизменение материала представляет собой особую форму массопереноса. Оно может происходить посредством строгого или в среднем упорядоченного движения дефектов кристаллического строения, связанных с наличием локального избытка или недостатка массы: внедренных атомов, вакансий, дислокаций и их более сложных образований. Частичные дисклинации также удовлетворяют этому условию, поскольку они образуются в результате изыпания или внедрения клиньев материала из образца или в образец. Значит, движение частичных дисклинаций тоже вызывает его пластическую деформацию. В первом приближении пластическую деформацию на стадии ротационной пластичности следует рассматривать как результат пространственного перемещения линий частичных дисклинаций, осей приложения векторов ротации, а также изменения величины и направления векторов ротации в этих плоскостях. Сочетание плоскости скольжения и направления скольжения с определенными индексами составляет систему скольжения.

Двойникование, вероятность которого существенно зависит от плотности упаковки решеток, проходит, как и скольжение, с соблюдением определенных кристаллографических соотношений, несмотря на значительное количество однотипных систем скольжения. Естественно, что такие сравнительно сложные изменения строения кристаллов, наблюдаемые при увеличении степени деформации, должны определять и своеобразие изменения свойств.

Рассмотрим некоторые особенности структурообразования при холодной деформации сталей [79, 86]. В процессе холодной прокатки структура доэвтектоидной стали, состоящая из феррита с небольшим количеством цементита, эволюционирует следующим образом [79]. При деформации стали до 20 % в ферритных зернах наблюдаются генерирование дислокаций и их скольжение. Взаимодействие дислокаций в пересекающихся плоскостях скольжения, их блокировка границами и другими дефектами обуславливают значительное упрочнение. В процессе холодной прокатки уже при обжатиях, соответствующих $\varepsilon \approx 4-6\%$, появляется ячеистая структура, формирование которой заканчивается при $\varepsilon \approx 20\%$.

Границы ячеек тонкие. Форма ячеек субструктуры соответствует форме зерен, зависящей от вида деформации. При прокатке они имеют эллипсовидную форму, а при волочении — волнообразную. Увеличение степени деформации до 40–50 % приводит к утолщению границ ячеек. Упрочнение стали незначительно, и связывается это с обходом дислокациями препятствий путем поперечного скольжения, а размеры ячеек при этом не изменяются. Последний механизм сопровождается соответственно снижением коэффициента деформационного упрочнения. Дальнейшее увеличение степени деформации ($\geq 50\%$) приводит к накоплению дислокаций у границ ячеек, в результате чего ширина субграниц резко увеличивается, а размеры ячеек уменьшаются. Это вновь вызывает интенсивное упрочнение стали, так как напряжение деформации связано с размером ячеек соотношением $\sigma = Gb/d_c$, где G — модуль сдвига; b — вектор Бюргерса, d_c — размер ячеек (субзерен).

Деформация в малоуглеродистой стали имеет неоднородный характер. Например, при общей деформации стали 18–22 % обнаруживаются ферритные зерна, претерпевшие деформацию на 10, 20, 40, 60 и даже 80 %. Частицы цементита мало пластичны, хрупко разрушаются и перераспределяются с образованием строчек, вытянутых в направлении прокатки. При снижении температуры деформации до 196 °С преобладающим механизмом деформации становится двойникование.

Из доэвтектоидных сталей 05, 08, 10, имеющих ферритную структуру, холодной прокаткой получают полосы и листы, применяемые в автомобилестроении, сельскохозяйственном машиностроении для изготовления изделий методом холодной штамповки; из электротехнических текстурованных и малотекстурованных ферритных сталей, например, из стали Э3, с высокими электромагнитными свойствами, производят трансформаторные листы.

Пластическая деформация стали с ферритно-перлитной структурой начинается с появления полос скольжения, а при отрицательных температурах — и двойников в избыточном феррите, причем вначале они ведут себя в основном как “жесткие” включения и выполняют роль препятствий на пути движения дислокаций и двойников. Полосы скольжения могут заканчиваться у перлитных участков или огибать их. В избыточном феррите полосы скольжения и двойники взаимодействуют друг с другом, с границами ферритных зерен и границами феррита с перлитом. Возникающие при этом напряжения вызывают деформацию феррита в перлите и деформацию или срез цементитных пластин в зависимости от их ориентировки.

В процессе развития деформации до 25 % плотность дислокаций возрастает и в избыточном, и в перлитном феррите, что приводит к образованию ячеистой структуры. В связи с тем, что объем пластин феррита в составе перлита меньше по сравнению с объемом зерен избыточного феррита, размеры ячеек перлита в феррите будут соответственно меньше. Степени упрочнения избыточного феррита и перлита при степенях деформации менее 25 % примерно одинаковы. Увеличение степени деформации способствует более интенсивному упрочнению перлита. Предел текучести доэвтектоидной стали зависит от свойств ферритной и перлитной составляющих структуры:

$$\sigma_{0,2} = f_{\text{ф}} \sigma_{\text{ф}} + (1 - f_{\text{ф}}) \sigma_{\text{п}},$$

где $f_{\text{ф}}$ — объемная доля феррита в структуре; $\sigma_{\text{ф}}$ и $\sigma_{\text{п}}$ — соответственно пределы текучести феррита и перлита.

Холодной деформации подвергаются доэвтектоидные углеродистые и легированные стали марок 65, 70, 75, 55ГС, 60Г, 65Г, предназначенные для изготовления деталей с высокими прочностью и упругостью (пружин, рессор, лопаток вентиляторов, тормозных дисков и т. п.), а также автоматные стали марок А12, А20, А30.

Эвтектоидная сталь до деформации имеет структуру равноосных зерен пластинчатого перлита. Перлитные колонии в поликристаллической стали распределены хаотически. В процессе прокатки они ориентируются преимущественно вдоль направления деформации. Такая ориентация усиливается с увеличением степени деформации стали. В ферритных участках, как и в структурно свободном феррите, дислокации генерируются и движутся, возникают дислокационные скопления. При деформации перлита наблюдаются следы скольжения, двойникования, деформационные сбросы и изгиб полос скольжения. Скольжение в феррите перлита происходит вдоль или поперек цементитных пластин, а также по межфазным границам. Между ферритом и цементитом возможны следующие ориентационные соотношения: $(001)_{\text{ц}} // (521)_{\text{ф}}$; $(001)_{\text{ц}} // (211)_{\text{ф}}$; $[100]_{\text{ц}} // [011]_{\text{ф}}$; $[010]_{\text{ц}} // [111]_{\text{ф}}$. Скольжение в феррите вдоль цементитных пластин реализуется в тех зернах перлита, в которых плоскости скольжения $\{211\}$ расположены благоприятно к внешним напряжениям. Если не соблюдается соотношение $\{211\}_{\text{ф}} // \{001\}_{\text{ц}}$, то цементит не принимает участия в деформации, при его соблюдении скольжение возможно в цементите, в котором система плоскостей $\{001\}$ является плоскостями скольжения. При близкой ориентировке цементитных пластин в соседних перлитных зернах идет

эстафетная передача скольжения от одного зерна к другому, при больших разориентировках зерен скольжение вдоль цементитных пластин в одном зерне вызывает сбросообразование в другом.

Цементитные пластины в благоприятно ориентированных колониях несколько удлиняются в результате их деформации скольжением. В этих участках пластинчатое строение перлита сохраняется, однако пластины становятся более тонкими, и в них увеличивается плотность дислокаций.

Ориентационное соотношение $\{211\} // \{001\}$ встречается редко, поэтому далеко не всегда в феррите наблюдается скольжение вдоль цементитных пластин. В других системах плоскостей феррита оно тормозится труднодеформируемыми пластинами цементита. Ограниченное развитие деформации в феррите способствует накоплению дислокаций. Плотность дислокаций увеличивается вначале у поверхности раздела феррита и цементита, что свидетельствует о барьерном эффекте межфазных границ и зарождении дислокаций поверхностями раздела. В феррите перлита с увеличением степени деформации возникает дисперсная ячеистая субструктура.

С развитием деформации субзерна разворачиваются, увеличивается угол их разориентировки. Блокировка скольжения в феррите, происходящего под углом к плоскости (001) , приводит к деформации цементита путем сбросообразования. В неблагоприятно ориентированных по отношению к направлению деформации колониях цементитные пластины изгибаются и разрушаются срезом, и у их обломков появляются дислокационные клубки, которые с увеличением степени деформации превращаются в стенки ячеек, содержащие, наряду с дислокациями, измельченные частицы цементита. В этих участках не сохраняется пластинчатое строение перлита.

В работе А.А. Баранова с соавторами [84] описана следующая интерпретация микроскопической картины деформации перлита. Следы деформации могут пересекать несколько перлитных колоний. В одних колониях они имеют вид полосы скольжения, в других — вид складки. Сопряжение может быть остроугольным (большая кривизна стыка). В первом случае радиус кривизны сопряжения может оказаться близким к межпластиночному расстоянию ($\approx 10^{-6}$ м). Под световым микроскопом в местах изгиба трещины не видны. В сильнодеформированных образцах на травленной поверхности обнаруживались разрушение и сдвиг пластин феррита и цементита. В таких образцах наблюдались прослойки локализации деформации, в которых пластины цементита раздроблены на множество мелких

зерен. Перлит состоит из двух резко различающихся по свойствам фаз. При малых нагрузках деформируется в основном феррит. Полосы скольжения располагаются вдоль и поперек пластин. В перлите легко возникают и полосы деформации (складки). А.А. Барановым предложена схема структурных изменений при пластической деформации перлита [84]. Образование складок рассматривается как результат нагромождения одноименных дислокаций в феррите. М.А. Прегер считает, что скопления одноименных дислокаций в местах изгиба возникают и в цементите. По данным В.М. Кардонского, Г.В. Курдюмова, В.Н. Гриднева и других пластическая деформация тонкодифференцированных пластинок перлита сопровождается значительным утонением ферритных и цементитных пластин и ведет к накоплению дислокаций в феррите и цементите. Разрушение перлита может происходить вдоль пластин или поперек. В последнем случае при фрактографических исследованиях обнаруживается полосчатая структура, являющаяся следствием пластинчатого строения перлита.

Выявление дислокационной структуры перлитного цементита методами просвечивающей электронной микроскопии затруднено из-за малой толщины пластин. В более крупных кристаллах цементита белого чугуна обнаруживаются короткие плоские скопления дислокаций, из характера размещения которых следует вывод о трудностях поперечного скольжения дислокаций. Разрушение цементитных кристаллов, которое в белах чугуна происходит уже после небольшой холодной деформации, начинается на межфазной поверхности, а трещины растут без расщепления, что в большой мере связано со слоистым характером кристаллического строения цементита. Если непрерывность цементита нарушена пластичными включениями (например, колонией ледебурита), обнаруживается и расщепление трещины.

Многочисленные эксперименты показывают, что холодная пластическая деформация стали приводит к повышению ее намагниченности и к появлению фазы с точкой Кюри около 270 °С. Исследования, проведенные методом гамма-резонансной спектроскопии, свидетельствуют о существенном снижении интенсивности цементитной компоненты спектра после пластической деформации. Причиной этого считают частичный распад карбидной фазы в связи с тем, что энергия связи атомов углерода в решетке цементита (0,40–0,42 эВ) значительно ниже энергии связи дислокаций с примесями внедрения (около 0,8 эВ), вследствие чего скопления дислокаций в феррите вблизи цементита “вытягивают” углерод из цементита и образуют атмосферы Коттрелла. Этот

механизм подтверждается результатами исследований процессов, происходящих при нагреве холоднодеформированной стали, а также характером влияния легирующих элементов, изменяющих связь дислокаций с примесями внедрения в феррите и силы межатомной связи в цементите. По данным М.В. Белоуса и других исследователей углерод не только образует атмосферы на дислокациях, но и покрывает свободную поверхность пор и трещин. При нагревании холоднодеформированной стали свободный углерод может частично графитизироваться. Графитизация цементита с выделением графита в несплошностях сопровождается уменьшением удельного объема стали. Подобное уплотнение стали наблюдали многие исследователи при нагреве после деформации.

При обсуждении полученных данных исходят из того, что решающее значение имеют процессы, происходящие в феррите. В то же время известно [85, 86], что при деформировании сталей с зернистым цементитом указанных изменений свойств не наблюдается, несмотря на образование многочисленных дислокаций и пор в феррите — очевидно, при полном анализе причин изменения свойств холоднодеформированной стали следует учитывать структурные изменения и в цементитной фазе. При этом надо иметь в виду, что распад цементита происходит и во время пластической деформации стали при отрицательных температурах, когда диффузия углерода затруднена. Накопление дислокаций в цементите при деформации стали ведет к повышению энергии Гиббса цементитной фазы, что неизменно должно сказаться на ее свойствах, в частности на ее растворимости в феррите.

При изучении изменения магнитных свойств холоднодеформированной стали в зависимости от ряда факторов (температуры предварительного отпуска, степени деформации) М.В. Белоусом и В.Т. Черепиным установлено, что точка Кюри карбидной фазы изменяется плавно, а не скачкообразно, что подтверждает предположение об изменении свойств существующей карбидной фазы без появления новой фазы. Они считают, что в связи с дроблением пластин и увеличением плотности дислокаций в цементите возможно перераспределение углерода. При этом содержание углерода будет увеличиваться в участках с повышенной плотностью дислокаций и уменьшаться в других участках, что приведет к образованию свободного феррита и изменению среднего состава карбидной фазы в направлении обогащения углеродом.

Упрочнение эвтектоидной стали происходит благодаря увеличению плотности дислокаций в феррите, цементите и на границах раздела феррит—цементит и в результате формирования в феррите

ячеистой субструктуры, содержащей в стенках ячеек мелкие частицы цемента.

Степень упрочнения стали со структурой пластинчатого перлита зависит от дисперсности перлитных колоний, что в свою очередь определяет длину линий скольжения в ферритных участках. Чем короче эта линия, тем быстрее упрочняется перлитная сталь:

$$\sigma_T = \sigma_i + K_p \Delta C^{1/2},$$

где K_p — константа, характеризующая степень блокировки дислокаций структурными барьерами; ΔC — дистанция скольжения дислокаций, примерно равная отрезку в ферритном участке, ориентированному в направлении $[111]_f$ и ограниченному двумя параллельными пластинами цемента.

Предел текучести эвтектоидной стали определяется следующим выражением:

$$\sigma_T = \sigma_{\phi} f_{\phi} + \sigma_{\alpha} (1 - f_{\phi}),$$

где σ_{α} — предел текучести цемента.

Сталь со структурой дисперсного перлита можно существенно упрочнить с помощью холодной деформации. При патентировании проволоки из сталей 65, 70, У8, У9 волочение приводит к увеличению предела прочности стали до 4000 МПа.

Заэвтектоидная сталь в исходном состоянии имеет структуру перлита и вторичного цемента. При холодной деформации такой стали перлит деформируется аналогично перлиту эвтектоидной стали, а вторичный цементит, находящийся на границах зерен, даже при малых обжатиях (0,5–2,0 %) разрушается, дробится и выстраивается в направлении течения. Такую сталь очень трудно деформировать. Главная причина низкой пластичности стали заключается в наличии цемента пластинчатой формы. Повышение сопротивления заэвтектоидной стали разрушению и увеличение ее пластичности достигается сфероидизирующим отжигом или тепловой деформацией в ходе перлитного превращения.

Субструктурное упрочнение стали со структурой зернистого перлита развивается следующим образом. В ходе деформации начинается скольжение дислокаций в феррите. Частицы цемента препятствуют движению дислокаций. Это приводит к увеличению напряжения течения, необходимого для их движения. Важным показателем развития упрочнения сфероидизированной стали является дистанция свободного скольжения дислокаций в феррите, которая определяется средним расстоянием между частицами цемента. Предел текучести стали при этом

$$\sigma_T = a - b \log \lambda,$$

где a и b — коэффициенты, зависящие от состава стали; λ — среднее расстояние между частицами цементита.

При уменьшении среднего расстояния между частицами от 20 до 0,6 мкм предел текучести стали возрастает на порядок. Предел текучести стали зависит также и от среднего размера частиц.

На начальных стадиях деформации (при обжатиях до 10 %) степень упрочнения феррита с дисперсными частицами цементита значительно больше, чем феррита низкоуглеродистой стали, не содержащего частиц цементита. Интенсивность упрочнения заэвтектоидной стали определяется плотностью и характером распределения дислокаций в феррите вдали от цементитных частиц и количеством дислокаций, заторможенных цементитными частицами. В результате торможения у цементитных частиц возникают дислокационные скопления, которые на следующей стадии трансформируются в ячеистую субструктуру. Крупные цементитные частицы при определенном напряжении последовательно перерезаются дислокациями, постепенно измельчаясь и тем самым внося свой вклад в упрочнение.

Следует отметить, что сталь с зернистым перлитом не разрушается при степенях деформации 80–90 %, в то время как сталь с пластинчатым перлитом разрушается при значительно меньших обжатиях.

Механизм холодной деформации легированных сталей зависит от их принадлежности к тому или иному классу. Так, ферритные и перлитные стали деформируются аналогично рассмотренным доэвтектоидным и эвтектоидным сталям. У легированного цементита и специальных карбидов, входящих в структуру перлита, пластичность ниже, чем у цементита. Их разрушение начинается при меньших степенях деформации по сравнению с таковыми цементита, поэтому упрочнение легированных сталей развивается интенсивнее, чем углеродистых.

Стали мартенситного класса имеют низкую пластичность из-за высокой хрупкости мартенсита. Повысить их пластичность можно, предварительно измельчив структуру с помощью ТМО. Сопротивление деформации стали со структурой отпущенного мартенсита или бейнита определяется размерами зерен α -фазы и дислокационных ячеек (фрагментов), а также расстоянием между карбидными частицами:

$$\sigma_{0,2} = \sigma_0 + \alpha d_c^{-m} + \beta \lambda^{-1},$$

где σ_0 — предел текучести α -фазы без карбидов; α и β — коэффициенты; $m = 1/2, \dots, 1$.

Деформация мартенсита легированных сталей, представляющего собой пересыщенный твердый раствор, приводит к его частичному распаду, нагрев интенсифицирует последний, изменяя характер распределения и дисперсность частиц цементита или карбидов. Основными причинами повышения прочности мартенситных сталей являются увеличение плотности дислокаций и распад остаточного аустенита. Холодная деформация стали со структурой отпущенного мартенсита способствует ее упрочнению.

Стали аустенитного класса при холодной деформации ведут себя аналогично однофазным ферритным сталям. Деформация аустенита развивается путем множественного скольжения дислокаций и двойникования. Линии скольжения в аустените при различных схемах деформации распределены по-разному: при прокатке стали на начальных этапах деформации они располагаются в одном направлении в пределах каждого зерна, при волочении пересекаются с образованием сетки. В интервале степеней деформации до 5 % плотность дислокаций резко возрастает, появляются дислокационные скопления, дефекты упаковки. При $\varepsilon = 10\text{--}15\%$ работают три-четыре системы скольжения, взаимодействие дислокаций в пересекающихся системах приводит к образованию порогов на дислокациях. Возникает ячеистая субструктура. Размер ячеек составляет от 0,1 до 0,5 мкм. С ростом степени деформации до 50 % увеличиваются плотность дислокаций в стенках ячеек, количество и протяженность дефектов упаковки. В аустените меньше активных плоскостей скольжения, чем в феррите, дислокации мало склонны к поперечному скольжению и переползанию из-за меньшей диффузионной подвижности атомов, поэтому в аустените раньше тормозится движение дислокаций, возникают дислокационные скопления и клубки, преобразующиеся в стенки ячеек. Упрочнение аустенитных сталей развивается интенсивнее, чем ферритных, и при одинаковой степени деформации достигает большего значения. Если в процессе деформации протекает мартенситное превращение, упрочнение увеличивается, суммируя эффект деформационного и фазового наклепов. Малые скорости нагружения (степени деформации) активизируют и ускоряют мартенситное превращение, большие — стабилизируют аустенит, что связывается с измельчением субструктуры и образованием разрывов по когерентным границам растущих кристаллов мартенсита и аустенита. При комнатной температуре в процессе деформации мартенситное превращение протекает в незначительном объеме. С понижением температуры деформирования в область отрицательных

температур оно интенсифицируется, тем самым обеспечивая повышение прочности стали.

Холодная пластическая деформация приводит к формированию текстуры. Так, в трансформаторной стали марок Э310, Э320 возникает так называемая ребровая текстура, при которой ребро куба элементарной ячейки (100) параллельно направлению прокатки, а плоскость (110) — поверхности листа. Создание такой текстуры обеспечивает стали благоприятные магнитные свойства. Применение холоднокатаной трансформаторной стали с ребровой текстурой взамен изотропной горячекатаной позволяет уменьшить массу и габаритные размеры мощных трансформаторов на 20–25 % и снизить потери электроэнергии. При прокатке листов появляются несколько кристаллографических составляющих текстуры: (110) 001, (112) 110, (111) 112. При волочении труб из углеродистой стали 10 образуются текстуры (102) 110, а из аустенитной нержавеющей стали — аксиальная текстура. При глубокой вытяжке характер текстуры для разных участков деталей не одинаков. Например, в центре дна чашки появляется текстура сжатия (направления (111) и (100) параллельны оси сжатия), на верхнем ободе чашки — также текстура сжатия, но ось ее тангенциальна.

Холодная деформация влияет не только на механические, но и на физические свойства. Было обнаружено, что если проводить пластическую деформацию поликристаллической меди при различных температурах (ниже комнатной, при комнатной и несколько более высокой), то электросопротивление тем выше, чем ниже температура деформации. Это означает, что существует возврат электросопротивления, так как во всех исследованных случаях деформации не было обнаружено рекристаллизации и не было отмечено изменения соответствующих механических свойств. Затем эффект повышения электросопротивления при понижении температуры деформации был обнаружен на ряде других металлов. Повышение электросопротивления связывается с увеличением плотности дефектов кристаллического строения, рассеивающих электроны проводимости. Холодная деформация приводит к уменьшению сопротивления коррозии, снижению теплопроводности и магнитной проницаемости стали, затрудняет процессы намагничивания и размагничивания ферромагнитных сталей. Когда в результате холодной деформации образуется ячеистая субструктура (по сравнению с хаотически распределенными дислокациями, клубками и сплетениями), снижается температура хладноломкости. Таким образом, холодная пластическая деформация является мощным механизмом изменения структуры и свойств сталей и сплавов.

ПЛАСТИЧНОСТЬ И РАЗРУШЕНИЕ МЕТАЛЛОВ ПРИ ХОЛОДНОЙ ОБРАБОТКЕ ДАВЛЕНИЕМ

2.1. Физические основы и кинетика разрушения при пластической деформации

Одной из наиболее важных проблем, предопределяющих развитие феноменологической теории разрушения металла при развитии пластической деформации, является разработка физически обоснованных моделей пластического разрыхления. За последние 30 лет (в отличие от старых “критических” представлений о разрушении) получили развитие кинетические концепции, в основе которых лежат представления постепенного образования и развития дефектов кристаллической решетки. Дефекты подразделяются на точечные (вакансии, скопления вакансий, субмикропоры), линейные (цепочки точечных дефектов, дислокации и дисклинации), поверхностные (субмикротрещины, дефекты упаковки, субграницы, границы зерен, межфазные границы, границы двойников и т. п.), объемные (микро- и макропоры). Классификацию дефектов кристаллического строения осуществляют и по другим признакам: структурным (трещины, поры, неметаллические включения, разнотекучность, фазовый состав и др.); морфологическим (наружные, внутренние); генетическим (механические, деформационные, термические, диффузионные, коррозионные, адсорбционные, радиационные, эрозионные, кавитационные, литейные, сварочные и др.). В зависимости от размера дефекты подразделяются на субмикро-, микро- и макродефекты [87, 88].

При рассмотрении современного состояния проблемы разрушения металлов с позиций физических основ прочности можно выделить два механизма накопления поврежденности: дислокационный

и вакансионный. Общим для всех механизмов является то, что зарождению микротрещины всегда предшествует пластическая деформация. В процессе дальнейшей деформации зародышевые трещины развиваются. Дислокационные явления, лежащие в основе медленного вязкого роста субмикротрещин, теоретически были изучены В.Л. Иденбмом, А.Н. Орловым, В.И. Владимировым. Они показали, что дислокационная трещина при встрече с дислокационным скоплением противоположного знака затупляется и превращается в стабильную микропору. Экспериментально образование субмикротрещин размером $0,1-0,2$ мкм, их рост до размера 1 мкм с последующим превращением в микропору наблюдал В.И. Бетехтин [89]. Значительный вклад в развитие представлений о вязком разрушении внесли идеи Орована и Тиннера о том, что включения или твердые частицы второй фазы могут быть источником образования микропор [90]. Пластическая деформация вызывает рост микропор. Разрушение происходит вследствие объединения соседних микропор и образования макроскопической полости [91]. Установлено, что при вязком разрушении микротрещина зарождается не с поверхности, а изнутри образца.

В последние годы получила новое развитие теория предельных деформаций и разрушения металлов. Значительный вклад в этом направлении был сделан В.В. Рыбиным с соавторами [8, 92].

На макроуровне разрушение представляет собой процесс образования и распространения через сечение образца магистральной трещины. Как правило, последняя не является монотрещиной, а представляет собой сложное образование, возникшее при слиянии множества более мелких трещин (мезотрещин). Изучение топографии поверхности изломов дает сведения об их размерах, форме, механизмах роста и слияния. Применительно к условиям активной пластической деформации выделены и описаны четыре основных типа трещин: скол, квазискол, расслоение и пора. Соответственно различаются четыре механизма образования магистральной трещины: 1) слияние трещин скола (разрушение сколом); 2) слияние трещин квазискола (разрушение квазисколом); 3) слияние трещин расслоения (разрушение расслоением); 4) слияние пор (разрушение по механизму роста и слияния пор).

Ценные сведения относительно микромеханизма разрушения можно получить, изучая кинетику образования и накопления микро- и мезотрещин посредством наблюдения *in situ* с помощью оптических, электронных растровых и просвечивающих микроскопов [89, 8, 93]. Для понимания и правильного анализа разрушения необходимо учитывать следующее. Во-первых, образованию микротрещины

обычно предшествует локальная пластическая деформация, в десятки и сотни раз превышающая в данном месте среднюю по сечению. Во-вторых, микротрещины даже в очень пластичных ГЦК металлах (Al, Ag) возникают взрывоподобно хрупко. В-третьих, размеры зародышевых микротрещин намного превосходят атомные и составляют 0,05–0,1 мкм. Соответствие моделей хрупкого разрушения Стро и Коттрелла опыту объясняется тем, что в их основу заложено представление о реальных дислокационных структурах, соответствующих ранним стадиям деформирования. Модель пластического подрастания микротрещин А.Н. Орлова (1961 г.) также следует отнести к описанию развития квазихрупкой догриффиговской трещины, растущей благодаря последовательно повторяющейся дислокационной “подпитке”, которая происходит всегда при пересечении трещины активно работающей полосой скольжения. Анализируя топографию поверхности пластически подрастающей в условиях одноосного растяжения догриффиговской трещины, показали, что она имеет характерный бороздчатый рельеф, аналогичный рельефу на поверхности усталостной трещины. Этот факт подтверждает гипотезу дислокационной “подпитки”: после каждой порции влившихся в нее дислокаций трещина совершает скачкообразное продвижение вперед и останавливается, поджидая новую.

Поскольку устойчивой в условиях продолжающейся пластической деформации является фрагментированная структура, то можно заключить, что очаги вязкого разрушения образуются именно в ней (речь идет о материале, не содержащем инородных включений). Необходимо отметить при этом, что зародышевые микротрещины возникают только в стыках фрагментов и на начальных этапах своего роста распространяются вдоль их границ. Более подробно кинетика вязкого разрушения рассмотрена в монографии В.В. Рыбина [8]. Можно отметить, что на микроуровне вязкое разрушение кристаллов представляет собой кинетический процесс. “Длительность” его по шкале деформаций велика и составляет примерно половину предельной деформации $\varepsilon_{кр}$. Однако во временной шкале процесс разрушения быстротечен и в условиях одноосного растяжения занимает не более 10 % полного времени жизни деформируемого образца. Итак, деформационные дефекты кристаллического строения возникают на начальных этапах пластической деформации, а затем последовательно развиваются и видоизменяются. Многочисленные экспериментальные данные показывают, что накопление поврежденности металла при пластической

деформации происходит пропорционально степени деформации, а интенсивность накопления зависит от физической природы металла, условий и характера деформации. При холодной деформации наибольшее влияние на интенсивность пластического разрыхления оказывает схема напряженного состояния. В процессах горячей обработки существенными оказываются также температура и скорость деформации. В.А. Павлов, исследуя влияние степени деформации на интенсивность образования и ориентацию микротрещин, обнаружил, что они сосредоточиваются в следах скольжения, и каждая микротрещина ориентируется приблизительно перпендикулярно действию максимальных растягивающих напряжений независимо от ориентации следа скольжения [94]. При мягкой схеме напряженного состояния, когда преобладают сжимающие напряжения, интенсивность накопления поврежденности уменьшается.

В ряде случаев деформация металла в условиях всестороннего сжатия может приводить к заживлению дефектов [95]. Исследования с медных образцов, содержащих микропоры, показали, что при гидростатическом сжатии до 1000 МПа, не сопровождаемом пластической деформацией, дефекты в металле не устраняются. В то же время после растяжения этих образцов под гидростатическим давлением 400 МПа наблюдали полное заживление микропор, а пластичность достигала уровня пластичности бездефектного металла. Экструзия приводила к заживлению пор и восстановлению уровня механических свойств до такового в недеформированной меди. Между тем после волочения поры в образцах сохранялись.

Интенсивность пластического разрыхления металла может быть существенно снижена изменением характера нагружения, например при знакопеременной деформации. Б.Я. Пинес объяснил это явление частичным заживлением дефектов и подтвердил металлографическим исследованием образцов, подвергнутых испытанию на длительную прочность при растяжении, когда в процессе испытания направление растяжения циклически менялось на 90° . Коттрелл связывает явление уменьшения интенсивности разрушения при знакопеременной деформации с возвратным движением дислокаций в своих полосах скольжения при смене знака напряжения. Возврат дислокационной структуры экспериментально установлен в работах [96, 97].

Снижение интенсивности пластического разрыхления при знакопеременной деформации может быть связано также с возникновением новых полос скольжения при смене знака напряжений.

2.2. Математические модели повреждаемости металла и критерии разрушения

Феноменологическая теория разрушения базируется на сложившихся в настоящее время физических представлениях о закономерностях разрушения металла при пластической деформации. Их суть сводится к следующему. Деформация металла сопровождается его пластическим разрыхлением, представляющим собой на первой стадии развитие дислокационной структуры, последующее рассеянное образование отдельных зародышевых субмикротрещин и субмикропор. В дальнейшем наблюдаются образование микропор, их рост и слияние и наконец образование магистральной макротрещины.

Различными экспериментальными методами было показано, что величина пластического разрыхления возрастает пропорционально степени деформации сдвига. Интенсивность пластического разрыхления существенно зависит от термомеханических условий нагружения, а при холодной деформации — от схемы напряженного состояния. В частности, растягивающие напряжения стимулируют развитие деформационных дефектов. При постоянных термомеханических параметрах процесса пластической деформации интенсивность пластического разрыхления может быть существенно снижена изменением характера нагружения, например при знакопеременной деформации. В этом случае на каждом новом этапе знакопеременной деформации возможно частичное зализывание дефектов, возврат дислокационной структуры, возникновение дополнительных полос скольжения, что приводит к значительному увеличению суммарных деформаций до разрушения. Эффект увеличения суммарной деформации повышается с уменьшением размаха пластической деформации в цикле [98].

Термическая обработка, осуществляемая после холодной деформации, не всегда приводит к полному устранению пластического разрыхления. При значительных степенях деформации возможно возникновение энергетически устойчивых дефектов структуры металла, не зализывающихся при восстановительном отжиге и снижающих эксплуатационные характеристики готовых изделий.

Из приведенных данных видно, что закономерности пластического разрыхления металла сложны и их точное описание затруднительно. Сделаем попытку учесть, хотя и на качественном уровне, отмеченные закономерности.

Величину пластического разрыхления материальной частицы деформируемого металла, как показал В.В. Новожилов, можно

оценить остаточным относительным увеличением объема, который определяется сверткой тензора пластической деформации e_{ij} . С моментом образования макротрещины будем связывать достижение величиной пластического разрыхления критического значения $e_{кр}$, которое в общем случае зависит от химического состава и структуры металла, а также от условий деформирования.

Процедура решения задачи прогнозирования макроразрушения металла для конкретного процесса обработки давлением может быть сведена к решению краевой задачи, определению остаточного увеличения объема материальных частиц металла в результате деформации и сравнению найденных значений e с известным критическим значением $e_{кр}$. Подобный прямой метод решения задачи прогнозирования разрушения, несмотря на кажущуюся простоту, имеет ряд существенных недостатков: отсутствуют уравнения связи шарового тензора приращения деформации и гидростатического напряжения; пока нет методов решения краевой задачи, позволяющих с высокой точностью определять компоненты шарового тензора конечной деформации; известные методы обнаружения дефектов структуры металла не позволяют определять критическое значение пластического разрыхления; в расчетах трудно учесть влияние на процесс разрушения начального уровня пластического разрыхления e_0 , так как он заранее неизвестен. Кроме того, задача усложняется из-за того, что уравнения связи компонентов шарового тензора приращения деформации с гидростатическим напряжением и величина $e_{кр}$ должны быть определены при различных схемах напряженного состояния и температурно-скоростных условиях деформации, а также в зависимости от характера деформации.

Эти трудности можно преодолеть, используя кинетическое уравнение поврежденности и феноменологические модели пластического разрыхления металла, характеризующие связь поврежденности и степени деформации сдвига:

$$d\omega / d\lambda = f(S_1, S_2, \dots), \quad (2.1)$$

где S_1, S_2 — зависящие от λ величины, влияющие на процесс разрушения. Пусть параметр λ в уравнении (2.1) обозначает степень деформации сдвига, а само уравнение представим в виде

$$de = \alpha d\Lambda, \quad (2.2)$$

где de — приращение пластического разрыхления макрочастицы металла, претерпевшего степень деформации сдвига $d\Lambda$; α — модуль пластического разрыхления металла, зависящий от химического состава и структуры, условий и характера деформации, а также же накоплений поврежденности металла.

Уравнение (2.2) может быть проинтегрировано при заданной истории нагружения и известной модели пластического разрыхления, в которой должна быть определена функция $\alpha(\Lambda)$.

Рассмотрим на качественном уровне характер роста пластического разрыхления в процессе деформации. Можно предположить три различные по характеру зависимости пластического разрыхления от степени деформации сдвига Λ (рис. 2.1), которые будем называть моделями пластического разрыхления. Для линейной модели (см. рис. 2.1, линия 2) характерна неизменная интенсивность образования и развития деформационных дефектов от начала пластической деформации до макроразрушения металла.

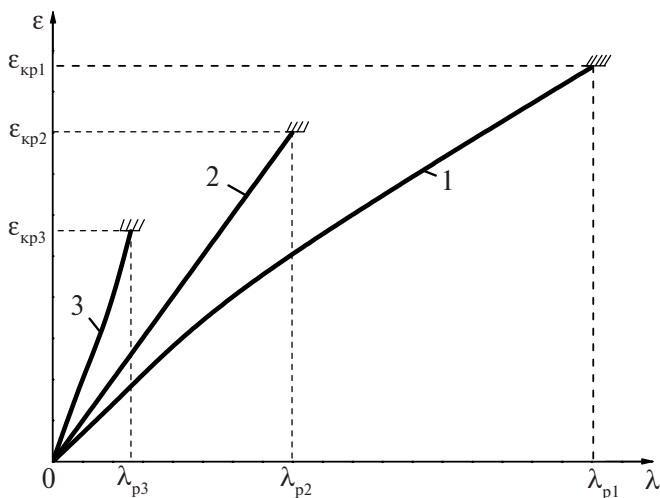


Рис. 2.1. Модели пластического разрыхления металла [101]

Нелинейные модели могут быть двух типов. Для первого (см. рис. 2.1, линия 3) характерно увеличение, а для второго (см. рис. 2.1, линия 1) — уменьшение интенсивности роста пластического разрыхления по мере накопления деформационных дефектов. Будем считать, что рассмотренные модели пластического разрыхления металла можно описать единой степенной функцией

$$e = b \Lambda^a, \quad (2.3)$$

где a и b — коэффициенты, значения которых зависят от физико-химической природы деформируемого металла, а также термомеханических параметров и характера деформации; Λ — степень деформации сдвига, накопленная материальной частицей в процессе деформации.

Критическое значение величины пластического разрыхления для разных металлов различно и зависит от физико-химической природы металла, условий и характера деформации (см. рис. 2.1). Если степень деформации сдвига в момент макроразрушения обозначить Λ_p (пластичность металла), то согласно выражению (2.3) в момент макроразрушения $e_{кр} = b \Lambda_p^a$. Для класса степенных моделей разрыхления нетрудно установить, что модуль пластического разрыхления в уравнении (2.2) $\alpha = ab \Lambda_p^a$. Разделим левую и правую части уравнения (2.2) на $e_{кр}$ и обозначим отношение $de / e_{кр} = d\omega$ — приращение поврежденности металла. После интегрирования выражения (2.2) получим формулу

$$\omega = \int_0^{\Lambda_1} \frac{\Lambda^{-1}}{\Lambda_p} d\Lambda. \quad (2.4)$$

До деформации $\omega = 0$, а в момент макроразрушения $\omega = 1$. Действительно, если условия деформации остаются неизменными, то Λ_p и a будут постоянными величинами и при верхнем пределе интегрирования $\Lambda_1 = \Lambda_p$ получим $\omega = 1$.

Отметим, что для линейной модели пластического разрыхления (если $a = 1$) формула (2.4) сводится к выражению

$$\omega = \int_0^{\Lambda_1} d\Lambda / \Lambda_p,$$

полученному В.Л. Колмогоровым с использованием принципа линейного суммирования поврежденности.

Обобщим интегральную модель накопления поврежденности металла для знакопеременной деформации. Прежде всего уточним применяемые термины. По определению Г.А. Смирнова-Аляева [99] деформация называется монотонной, если при неизменном μ_ξ направления главных осей тензора скорости деформации T_ξ в процессе пластического течения совпадают с одними и теми же материальными волокнами, а главные скорости удлинений не меняют своего знака. Если обозначить $\dot{\Phi}_1$ скорость вращения материальной частицы в процессе деформации, а $\dot{\Phi}_2$ скорость вращения главных осей T_ξ , то условия монотон-

ности можно записать в виде $\dot{\Phi}_1 = \dot{\Phi}_2$, или $\Phi = \int_0^1 \left(\dot{\Phi}_1 - \dot{\Phi}_2 \right) d\tau \approx 0$,

где Φ — угол, характеризующий немонотонность развития деформации.

Примером монотонной деформации является одноосное растяжение, при котором материальные волокна сонаправлены с главными скоростями деформации ($\dot{\Phi}_1 = \dot{\Phi}_2 = 0$).

Условимся называть квазимонотонной такую деформацию, при которой осуществляется поворот материальной частицы относительно главных осей T в одном из направлений, т. е. $\dot{\Phi}_1 \neq \dot{\Phi}_2$, но $\text{sign}(\dot{\Phi}_1 - \dot{\Phi}_2) = \text{const}$. Примером квазимонотонной деформации является кручение, при котором материальные волокна поворачиваются в процессе деформирования в направлении закручивания, а главные оси T_ξ остаются неподвижными ($\dot{\Phi}_1 \neq 0$, $\dot{\Phi}_2 = 0$, $\text{sign} \dot{\Phi}_1 = \text{const}$).

Знакопеременной (или циклической) будем называть деформацию, при которой вдоль траектории движения направление вращения материальной частицы относительно главных осей T изменяется на противоположное, т. е. $\dot{\Phi}_1 \neq \dot{\Phi}_2$ и $\text{sign}(\dot{\Phi}_1 - \dot{\Phi}_2) = \text{var}$. Вся траектория знакопеременного деформирования может быть представлена в виде нескольких участков монотонной или квазимонотонной деформации, на границах которых направление поворота материальных частиц относительно главных осей T_ξ изменяется на противоположное. Примером знакопеременной деформации является циклическое кручение, включающее в себя квазимонотонное деформирование при закручивании в одну сторону и знакопеременное при изменении направления кручения.

Будем полагать, что интенсивность пластического разрыхления на любом этапе деформации не зависит от поврежденности ω , накопленной макрочастицей на предыдущих этапах деформации. Таким образом, на каждом i -м этапе ω_i можно определить по формуле (2.4), а за n этапов в соответствии с принципом линейного суммирования поврежденности

$$\omega = \sum_{i=0}^n \int_0^{\Lambda_i} \frac{a\Lambda^{a-1}}{\Lambda_p^a} d\Lambda. \quad (2.5)$$

При анализе процессов ОМД используют критерий макроразрушения

$$\omega = 1 \quad (2.6)$$

или критерий микроразрушения металла

$$\omega = \omega_*, \quad (2.7)$$

соответствующий образованию в материальной частице металла энергетически устойчивых микропор или микротрещин, не устраняемых последующим отжигом [100, 101].

Основой для расчета поврежденности и прогнозирования микро- или макроразрушения металла являются зависимости пластичности металла Λ_p и показателя a от термомеханических параметров процесса пластической деформации:

$$\Lambda_p = \Lambda_p(\sigma/T; \mu_\sigma; H; \theta; \chi_i; C_j); \quad (2.8)$$

$$a = a(\sigma/T; \mu_\sigma; H; \theta; \chi_i; C_j), \quad (2.9)$$

где σ/T — отношение гидростатического напряжения к интенсивности касательных напряжений, называемое показателем напряженного состояния; μ_σ — показатель Лоде, характеризующий вид девиатора напряжений; H — интенсивность скорости деформации сдвига; θ — температура; χ_i — характеристические параметры структуры (например, средний размер зерна, процентное содержание второй фазы, плотность распределения неметаллических включений); C_j — содержание химических элементов в сплаве и т. п.

Уравнения (2.8) и (2.9) будем называть базовыми уравнениями феноменологической теории разрушения металлов. Определяют их экспериментально [102, 103].

Для прогнозирования разрушения металла при холодной обработке давлением необходимо:

1) из решения краевой задачи найти траектории движения материальных частиц металла в очаге деформации и вдоль них характеристики поля напряжений (σ/T и $\mu_\sigma = \mu_\xi$) и поля скоростей деформации (H и μ_ξ);

2) экспериментально определить базовые уравнения теории разрушения (2.8) и (2.9);

3) установить число этапов n , на каждом из которых деформация является квазимонотонной, а на границах между ними направление вращения материальной частицы в базисе собственных векторов тензора напряжений изменяется на противоположное;

4) выполнить расчет поврежденности металла по формуле (2.5) для каждой частицы;

5) оценить полученные результаты по критерию (2.6) или (2.7) и тем самым установить степень поврежденности рассматриваемой материальной частицы металла.

Процедура решения задачи представлена в работе [104].

2.3. Влияние технологических факторов на пластичность металлов

Известно, что пластичность сталей и сплавов зависит от большого числа технологических факторов, которые по своей природе подразделяются на механические и немеханические [105]. Механическими факторами являются соотношения размеров очага деформации (для прокатки, например, это отношение длины и ширины к средней высоте l/h и b/h), параметры калибровки инструмента, качество смазки, величина деформации по проходам, скорость деформации и т. п. В производственных условиях для конкретного процесса ОМД иногда целесообразно изучать деформируемость металла в зависимости от указанных технологических факторов; так можно быстрее найти инженерные решения по повышению качества продукции и интенсификации производственных процессов.

Количество факторов, варьируемых в таком эксперименте, обычно ограничивают одним или двумя. Варьирование большого числа факторов, даже при использовании математической теории эксперимента, значительно усложняет условия его проведения и снижает точность получаемых результатов. В качестве механических факторов удобнее использовать локальные характеристики напряженного и деформированного состояний металла, выраженные в категориях теории пластичности: показатели напряженного состояния σ/T и μ_σ , интенсивность скорости деформации сдвига H и компоненты тензора скорости вращения $\Phi_i = -1/2(v_{i,j} - v_{j,i})$, где v_i — проекции вектора скорости, которые определяются для каждой частицы металла вдоль траектории ее движения в очаге деформации. Преимущество такого подхода заключается в возможности использования базовых уравнений теории разрушения (2.8) и (2.9) для анализа накопления поврежденности металла, что может служить основой для выбора рационального уровня технологических факторов в любом процессе ОМД.

Этот метод позволяет разработать металлические модели различных процессов ОМД и с их помощью найти количественные оценки влияния основных технологических факторов на деформируемость металлов [106]. Так, благоприятного напряженно-деформированного состояния металла можно достичь, используя заготовку рациональной формы, совершенствуя калибровку инструмента и применяя новые схемы деформации с рациональным

распределением обжатия по проходам. Обеспечение знакопеременного характера деформации также способствует повышению деформируемости металла и предотвращению образования трещин.

Немеханическими факторами являются технологические параметры подготовки шихты, плавки металла, внепечной обработки, разливки, нагрева, последующей термической обработки и др. Изучение зависимости пластичности металлов от этих факторов, использование теоретических основ металловедения и производства стали, термической и термомеханической обработки позволяют найти закономерности изменения пластичности стали и сплавов в связи с изменениями химического состава и структуры. Так, прогрессивные режимы десульфурации чугуна, внепечной обработки стали, применение микролегирования и новых типов раскислителей способствуют повышению ресурса пластичности металла. Эффективным оказалось применение перед пластической деформацией высокотемпературной обработки заготовок при нагреве некоторых инструментальных сталей [107] и алюминиевых сплавов [108]. Использование электронагрева для промежуточной термообработки ленты, труб и проволоки обеспечивает ряд технологических преимуществ, в том числе повышение ресурса пластичности металла. Исследование стали, подвергнутой термомеханической обработке, показывает возможность повышения не только ее прочностных, но и пластических характеристик.

Итак, не исключая возможности установления непосредственной зависимости пластичности от отдельных технологических факторов, целесообразно находить зависимость пластичности от термомеханических параметров в виде уравнений (2.8), (2.9). По-видимому, надо определять функции Λ_p и a от показателей напряженного состояния, считая их базовыми. Получают их аппроксимацией экспериментальных данных об испытании образцов под гидростатическим давлением. Вид аппроксимационной формулы может быть выбран с учетом качественных закономерностей изменения пластичности, связанного с изменением показателей напряженного состояния, а также исходя из условия минимума дисперсии адекватности аппроксимационной формулы экспериментальным данным.

Используя данные [108, табл. 2.2], проиллюстрируем влияние некоторых факторов на пластичность сталей и цветных сплавов.

Влияние напряженного состояния. Показатели напряженного состояния σ/T и μ_σ значительно влияют на пластичность металлов. Для всех исследованных сталей и сплавов характерно

увеличение пластичности с уменьшением показателя σ/T . Пластичность металлов при $\sigma/T = 0$, которая определяется коэффициентом χ , и интенсивность изменения Λ_p в зависимости от σ/T , характеризуемая коэффициентом λ , зависят от химического состава и структурного состояния металла. Так, для стали 12X18H10T в зависимости от состояния (горячекатаная труба, катанка, подвергнутая различным видам термообработки, электросварная труба после термообработки — металл шва и основной металл) коэффициент χ при растяжении принимает значения от 3,26 до 4,47, при кручении — от 1,84 до 2,60, а коэффициент λ соответственно составляет от $-0,39$ до $-0,73$ и от $-0,29$ до $-0,68$. Для всех исследованных сталей и сплавов эти коэффициенты, представленные в работе [108], изменяются в более широких пределах: при растяжении $\chi_1 = 0,74-8,4$; $\lambda_1 = -0,18-(-2,35)$, а при кручении $\chi_2 = 0,52-6,07$; $\lambda_2 = -0,24-(-1,98)$.

Влияние показателя m_s на пластичность неоднозначно. Пластичность стали 12X18H10T с увеличением μ_σ уменьшается [108]. У сплава АД1, наоборот, с увеличением μ_σ наблюдается рост пластичности. Для стали 12X1МФ влияние μ_σ на пластичность при различных показателях σ/T неодинаково: при больших значениях σ/T зависимость $\Lambda_p(\sigma/T)$ качественно такая же, как у стали 12X18H10T, а при отрицательных σ/T — как у сплава АД1.

Для ряда алюминиевых и медных сплавов удалось экспериментально установить явление неограниченного роста пластичности при некоторых критических значениях σ/T (табл. 2.1).

Таблица 2.1

Показатель напряженного состояния μ_σ алюминиевых и медных сплавов

Показатель μ_σ	Сплав					
	Д16	ВД1	АД31	АМЦ	АД1	Л96
-1	-2,3	-2,0	-0,7	-1,7	-1,0	-1,9
0	-2,2	-1,3	-0,7	-1,	-0,6	-1,5

Отметим, что с увеличением содержания легирующих элементов в сплаве значение σ/T , определенное в опытах на кручение и растяжение под давлением, увеличивается [108].

При неограниченном росте пластичности, когда даже при монотонной деформации процессы возникновения деформационных дефектов и их заживания сбалансированы, положительное воздействие знакопеременного характера деформации на уменьшение интенсивности пластического разрыхления металла не проявляется. Это соответствует модели пластического разрыхления, для которой характерно уменьшение интенсивности пластического разрыхления при увеличении количества деформационных дефектов (см. рис. 2.1, линия *Л*). Это объясняется преобладанием процессов заживания дефектов над их образованием.

Влияние термической обработки. При изготовлении изделий методами холодной обработки давлением применяют различные виды термообработки: предварительную, промежуточную и окончательную. Предварительная и промежуточная термообработка предназначены, как правило, для снятия наклепа и восстановления пластических свойств металла, а также для образования структуры, которая в сочетании с последующей холодной деформацией и окончательной термообработкой обеспечивает некоторые специальные, чаще всего повышенные прочностные, свойства готовых изделий. Изменением режимов термообработки путем варьирования скорости нагрева, температуры, времени выдержки можно воздействовать на структуру стали и сплавов, а следовательно, и на их пластичность. При этом изменяется не только уровень пластичности, но и характер диаграмм пластичности $\Lambda_p(\sigma/T, \mu_\sigma)$ и $a(\sigma/T, \mu_\sigma)$. Поэтому для заготовок одной и той же марки стали, но предназначенных для разных процессов ОМД, отличающихся друг от друга характеристиками напряженно-деформированного состояния, максимальное значение пластичности может быть достигнуто в результате различных видов термообработки [108].

Наибольший рост пластичности с уменьшением показателя σ/T наблюдается для стали 3СП со структурой, зафиксированной быстрым охлаждением в воде. При мягкой схеме напряженного состояния ($\sigma/T < 0$) пластичность стали 85 после закалки выше, чем после отжига и после горячей прокатки.

Существенное влияние на пластичность оказывают не только скорости охлаждения, но и скорости нагрева. В ряде случаев эффективно применение высокоскоростного электронагрева. Об этом свидетельствуют результаты исследования пластичности стали 12Х18Н10Т после термообработки в печи и электроконтактным способом. Положительное влияние электроконтактного нагрева

особенно проявляется при мягких схемах напряженного состояния. Так, при $\sigma/T = -0,5$ и $\mu_\sigma = -1$ после электронагрева $\Lambda_p = 5,8$, а после печного нагрева 4,5. При ускоренном охлаждении пластичность стали 12Х18Н10Т выше, чем при замедленном, в 1,3–1,6 раза.

Анализ диаграмм пластичности стали 38Х2МЮА после различных видов предварительной и термомеханической обработки, коэффициенты аппроксимации которых приведены в [20, табл. 2], показывает, что в технологических процессах ОМД, для которых напряженное состояние характеризуется значением $\mu_\sigma = 0$, более эффективной по сравнению с высокотемпературным отпуском является двухступенчатая термическая обработка — закалка с отпуском, но для процессов осесимметричной деформации ($\mu_\sigma = -1$) это различие не существенно.

Известно, что определенное влияние на пластичность оказывает величина зерна и другие характеристические размеры элементов структуры металлов. В работе [108] приведены диаграммы пластичности сталей 12Х18Н10Т и 3СП в зависимости от размера зерна. Изменение размера зерна достигалось нагревом до различных температур. Образцы из стали 12Х18Н10Т нагревали электроконтактным способом, а из стали 3СП — в печи, причем режимы термической обработки были подобраны такими, чтобы количество перлитной фазы для стали 3СП оставалось одинаковым. Для обеих сталей характерно увеличение пластичности при уменьшении размера зерна во всем диапазоне изменения показателя напряженного состояния σ/T .

Влияние покрытия. Для улучшения условий деформации металла на контактной поверхности, а также с целью придания специальных свойств на поверхность заготовки наносят покрытия (солевые, органические или металлические). В зависимости от вида продукции и ее назначения применяют меднение, никелирование, кадмирование, хромирование, свинцевание и т. п. Покрытия наносят химическим или электрохимическим способом из растворов или расплавов солей. При его нанесении, особенно электрохимическим способом, происходит наводороживание основы, причем интенсивность наводороживания зависит от дефектности структуры металла [109]. Покрытия изменяют условия пластической деформации металла, поэтому одной из важных является задача определения влияния толщины покрытия, способа и режимов его нанесения на пластичность металла.

Были исследованы влияния медного и цинкового покрытий на механические свойства нержавеющей и углеродистой сталей.

При изготовлении холоднодеформированных труб широко применяют меднение заготовки в ваннах с раствором медного купороса и серной кислоты. Образцы одной плавки стали 35 для испытания на кручение были подвернуты отжигу, а затем часть из них (10 шт.) была обработана в растворе медного купороса с серной кислотой по режиму, применяемому при производстве труб. В результате определили пластичность при скручивании образцов без покрытия $\Lambda_{p1} = 1,501$ и с покрытием $\Lambda_{p2} = 1,46$. Дисперсия пластичности в обоих случаях была статистически одинаковая: $S_1^2 = 0,013$ и $S_2^2 = 0,014$. Сравнение средних значений по t -критерию показало, что режим меднения заготовки, применяемый при изготовлении холоднодеформированных труб из углеродистых сталей, не влияет на пластичность металла.

Качество подсмазочного металлического покрытия можно повысить, заменив обработку заготовки в растворе обработкой в расплаве солей. Нанесение медного покрытия на нержавеющие трубы из расплава позволяет осуществлять многократную холодную прокатку и волочение без промежуточных отжигов. Образцы из нержавеющей стали без обработки и с обработкой по технологии [108] подвергли испытанию на кручение в камере высокого давления. Было установлено, что кривые упрочнения, полученные при испытании образцов с медным покрытием и без него, идентичны, а покрытие не влияет на пластичность стали при различных схемах напряженного состояния.

Зависимость пластичности стали 70 от режимов электрохимического нанесения цинкового покрытия была изучена на проволочных образцах диаметром 0,61 мм, полученных волочением патентованной заготовки диаметром 2 мм. Травление проволоки и осаждение на ее поверхности покрытия осуществлялось на непрерывной поточной линии. Изменение режима электрохимического травления в водном растворе серной кислоты добивались различной степени наводороживания, а изменением времени обработки проволоки при цинковании обеспечивали толщину покрытия 3 и 6 мкм. Образцы подвергали испытанию на кручение на установке высокого давления непосредственно после электрохимической обработки и после их вылеживания в течение пяти месяцев при комнатной температуре.

Экспериментально было установлено, что режимы электрохимической обработки поверхности проволоки не оказывают статистически значимого влияния на кривую упрочнения стали, которая

практически совпадает с кривой упрочнения, полученной при испытании проволоки, не подвергавшейся травлению и оцинкованию.

Анализ полученных результатов показывает, что существующая технология электрохимического нанесения цинкового покрытия на нагартованную проволоку обуславливает изменение характера зависимости пластичности от показателя σ/T под влиянием наводороживания и физико-механического воздействия на стальную основу [109]. При больших значениях σ/T наблюдается наибольшее снижение пластичности из-за наводороживания. С уменьшением σ/T преобладающим становится положительное физико-механическое воздействие цинкового покрытия. Это наиболее сильно выражено на образцах с малым содержанием водорода после вылеживания в течение пяти мсецев. Толщина цинкового покрытия при этом положительно влияет на пластические свойства проволоки.

Приведенные примеры убеждают, что характер влияния покрытия на механические свойства металла неоднозначен, и его необходимо устанавливать экспериментально каждый раз в зависимости от материала покрытия и основы, а также от технологии его нанесения. Метод испытания образцов должен быть выбран таким, чтобы разрушение металла наступило на поверхности изделия.

2.4. Восстановление ресурса пластичности при термообработке

Большинство многооперационных процессов холодной деформации, таких, как прокатка листа, прокатка и волочение труб, волочение проволоки, объемная и листовая штамповка и других, на определенных стадиях деформации требует проведения различной термической обработки: высокотемпературного отпуска, отжига, нормализации, а для сталей аустенитного класса — закалки и т. п. Основной целью термообработки, особенно на промежуточных стадиях, является снижение сопротивления деформации и восстановление пластических свойств металла.

Трудности изучения поврежденности металла при холодной деформации с промежуточной термической обработкой связаны с необходимостью разделения эффектов восстановления ресурса пластичности за счет залечивания деформационных дефектов и структурных превращений при нагреве. Изменение структуры может приводить и к увеличению, и к уменьшению пластичности металла по сравнению с пластичностью в исходном недеформированном

состоянии. Поэтому обычная схема эксперимента при исследовании восстановления пластичности, предусматривающая деформацию образцов на величину $\Lambda_1 < \Lambda_p$, термообработку и последующее испытание до разрушения, была дополнена термообработкой образцов в исходном состоянии [108]. Режим предварительной термической обработки выбирали таким, чтобы структура металла в исходном состоянии и после цикла деформация—термообработка была идентичной. Если идентичность структуры невозможно было обеспечить, осуществляли контроль характеристик структуры, и расчет поврежденности металла при деформации после термической обработки образца производили с использованием диаграммы пластичности металла, учитывающей влияние структуры.

Благодаря принятой методике эксперимента можно определить изменение поврежденности металла на каждой стадии эксперимента, а величину восстановления ресурса пластичности за счет заживления дефектов выразить в категориях теории разрушения (рис. 2.2).

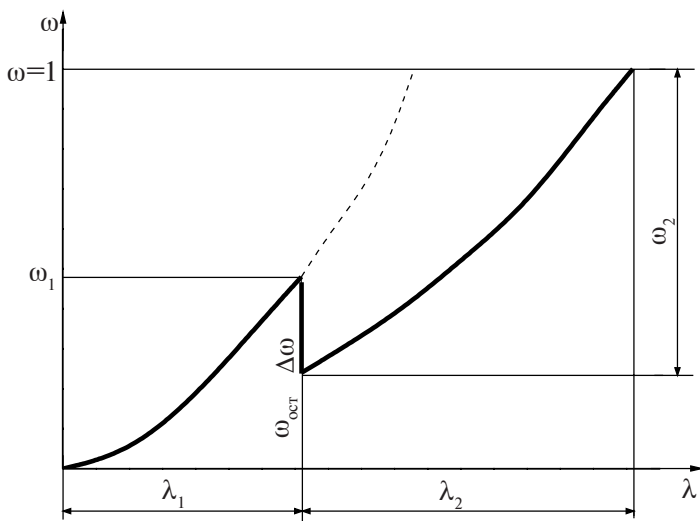


Рис. 2.2. Изменение поврежденности металла при двухстадийной деформации до макроразрушения металла с промежуточной термообработкой

После деформации образца со степенью Λ_1 поврежденность достигает уровня, характеризуемого величиной ω_1 . Восстановительная термическая обработка заживает часть дефектов, при

этом поврежденность металла уменьшается на $\Delta\omega$. На следующей стадии эксперимента образцы доводят до разрушения, сообщая металлу при деформации на величину Λ_2 приращение поврежденности на ω_2 до предельного значения, равного единице:

$$\omega_1 - \Delta\omega + \omega_2 = 1, \quad (2.10)$$

$$\text{где } \omega_1 = \int_0^{\Lambda_1} \frac{\Lambda^{-1}}{\Lambda_p(\chi_1)} d\Lambda; \quad \omega_2 = \int_{\Lambda_p - \Lambda_2}^{\Lambda_p(\chi_2)} \frac{a\Lambda^{a-1}}{\Lambda_p^a(\chi_2)} d\Lambda;$$

χ_1 и χ_2 — характеристики структуры металла соответственно до испытания и после восстановительной термообработки.

Уменьшение поврежденности при термообработке $\Delta\omega$ определяется по экспериментальным данным из условия разрушения. Остаточную поврежденность металла найдем как $\omega_{\text{ост}} = \omega_1 - \Delta\omega$. Если $\omega_{\text{ост}} = 0$, то при термической обработке все деформационные дефекты залечивались.

Таким образом, эксперименты по двухстадийному деформированию с промежуточной термической обработкой позволяют определять момент, когда поврежденность металла становится необратимой. Сопоставление полученных данных с результатами непосредственного наблюдения дефектов, возникающих при деформации, позволяет идентифицировать вид микродефектов по величине ω и сформулировать критерий микроразрушения в категориях феноменологической теории $\omega = \omega_*$. Более подробно этот вопрос рассмотрен в работе [108].

2.5. Определение ресурса пластичности в конкретных технологических процессах обработки металлов давлением

При холодной продольной раскатке, особенности которой подробно будут описаны в гл. 5, важнейшим вопросом является выбор деформационно-термических параметров, обеспечивающих оптимальную технологическую пластичность.

На примере высокопрочной стали 45ХН2МФАШ, используемой, в частности, при изготовлении торсионных валов, была разработана методика определения технологической пластичности. Определены оптимальные режимы для различных типов сталей,

сплавов и деталей, включающие в себя предварительную термообработку и распределение обжатий по проходам с точки зрения оптимальной технологической пластичности.

Рассмотрим некоторые экспериментальные данные [110]. Раскатку заготовок с исходным сечением $\varnothing 53$ мм и длиной 400 мм из стали 45ХН2МФАШ осуществляли на продольно-раскатном стане ПР-100, имеющем максимальное усилие 100 тс. Деформирование производили при комнатной температуре после предварительной термообработки — отжига исходных заготовок. Отжиг производили по режимам:

нагрев до температуры 910 °С, подстуживание до 550 °С за 10 ч, изотермическая выдержка при 650 °С в течение 8 ч, охлаждение на воздухе (режим 1);

нагрев до температуры 910 °С, выдержка 5 ч, охлаждение с печи (режим 2).

Единичные обжатия за проход при раскатке составляли 3, 4, 6, 12 %.

Известно, что при больших пластических деформациях происходит разупрочнение материала, связанное в первую очередь с образованием и развитием в теле деформированного образца нарушений типа микротрещина и микропора. На феноменологическом уровне различают три стадии пластического “разрыхления”: интенсивное упрочнение, обратимая и необратимая повреждаемости. Первые две стадии характерны образованием дефектов, залечиваемых восстановительной термообработкой.

Разупрочнение в процессе раскатки, характеризующее интегральный объем несплошностей разной величины, измеряли методом тройного гидростатического взвешивания с точностью до 10^{-3} %. Определяли относительное изменение плотности $\Delta\rho/\rho_0$ деформированного образца и производили сравнение с плотностью исходного (отожженного) образца.

Для определения изменения относительной плотности и твердости из раскатанных заготовок вырезали темплеты толщиной 20 мм. С целью исследования восстановления запаса пластичности после холодной деформации темплеты подвергали термообработке в интервале температур 300–900 °С с выдержкой при этих температурах 1 ч и последующим охлаждением на воздухе. Нагрев производили в вакуумной печи электросопротивления. Оценку технологической пластичности стали 45ХН2МФАШ производили путем деформации до разрушения заготовок, отожженных по указанным выше режимам.

В результате раскатки с единичными обжатиями за проход ε_i , равными 12 %, установлено, что наибольшей технологической пластичностью обладают заготовки, обработанные по режиму отжига 2. Начальная стадия разрушения соответствует суммарной степени обжатия ε_p , равной 90–95 %, в то время как у заготовок, подвергнутых предварительной термообработке по режиму 1, начальная стадия разрушения заготовок соответствует $\varepsilon_p = 60–65$ %.

Изменение относительной плотности $\Delta\rho/\rho_0$ раскатанного металла в зависимости от суммарной степени деформации ε_Σ при раскатке с единичными обжатиями $\varepsilon_i = 3, 4, 6, 12$ % представлено на рис. 2.3. Видно, что меньшее значение $\Delta\rho/\rho_0$ наблюдается при всех последовательных степенях деформации после раскатки с единичными обжатиями $\varepsilon_i = 4$ % за проход. При уменьшении ε_i до 3 % происходит увеличение $\Delta\rho/\rho_0$. При раскатке с $\varepsilon_i = 12$ % изменение относительной плотности увеличивается в среднем на 50 % по сравнению с раскаткой при $\varepsilon_i = 4$ % во всем исследованном интервале степеней деформации ($\Sigma \varepsilon_i = 30–80$ %).

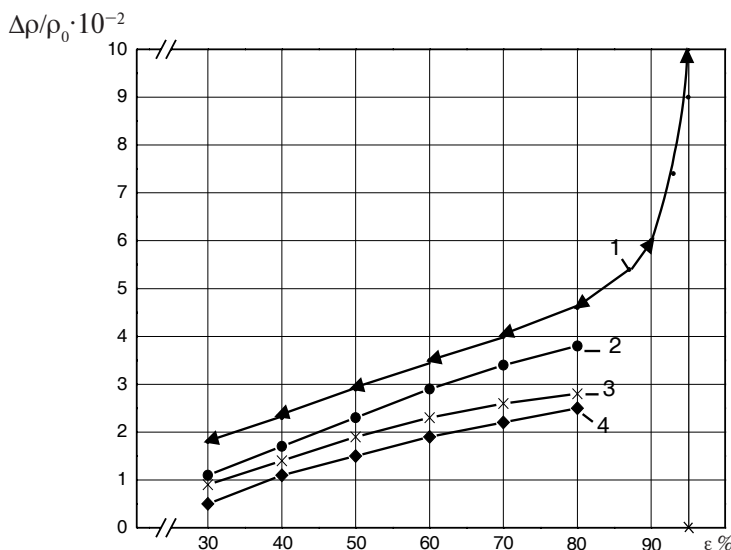


Рис. 2.3. Зависимость изменения относительной плотности $\Delta\rho/\rho_0$ от степени деформации ε при раскатке с единичными обжатиями: $\varepsilon_i = 12$ % (1), $\varepsilon_i = 6$ % (2), $\varepsilon_i = 3$ % (3), $\varepsilon_i = 4$ % (4)

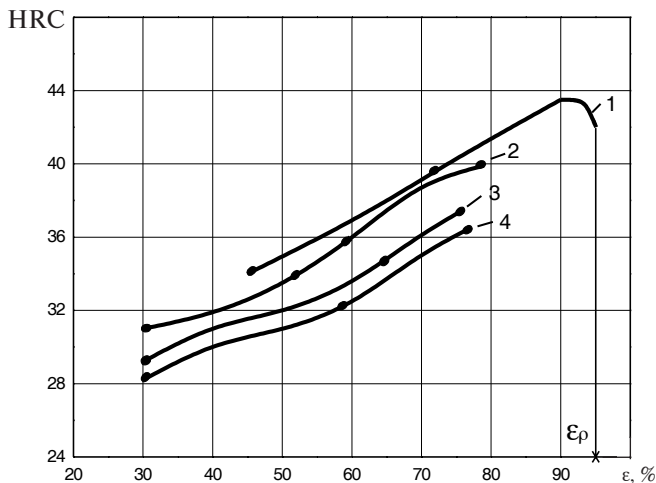


Рис. 2.4. Зависимость изменения твердости от степени деформации при раскатке с единичными обжатиями: $\varepsilon_i = 12\%$ (1); $\varepsilon_i = 6\%$ (2); $\varepsilon_i = 3\%$ (3); $\varepsilon_i = 4\%$ (4)

Кривая изменения твердости в зависимости от степени деформации при раскатке с различной величиной единичных обжатий коррелирует с изменением плотности металла (рис. 2.4).

Изменение твердости HRC и относительного разуплотнения металла $\Delta\rho/\rho_0$ в процессе восстановительной термообработки исследовали на заготовках, предварительно термообработанных по режиму 2 и затем раскатанных с суммарной степенью обжатия 48 %. Указанная степень обжатия была выбрана из условия обеспечения заданного формоизменения натуральных торсионных валов.

На рис. 2.5, 2.6 приведены соответственно кривые изменения твердости и относительного разуплотнения в зависимости от температуры последующего восстановительного нагрева. Приведенные данные (см. рис. 2.5) свидетельствуют о монотонном снижении твердости при повышении температуры нагрева до 700 °С. Дальнейший рост температуры до 900 °С вызывает, наоборот, ее увеличение. Такой характер изменения твердости можно объяснить следующим образом. При нагреве холодnodeформированного металла до 700 °С снижение величины HRC естественно связать с протеканием разупрочнения по механизмам возврата и начальной стадии рекристаллизации, что подтверждается данными электронно-микроскопических исследований.

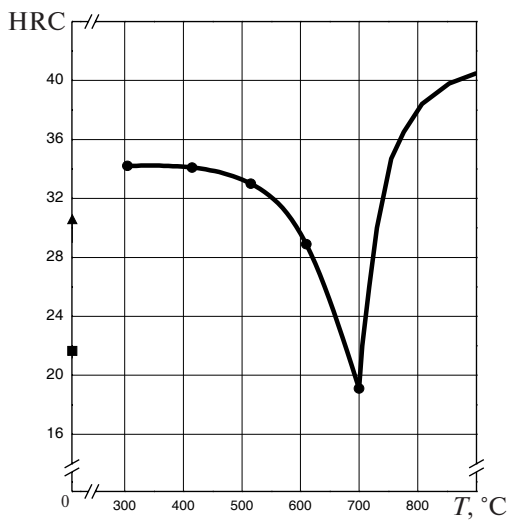


Рис. 2.5. Зависимость изменения твердости от температуры отжига деформированного с $\varepsilon_{\Sigma} = 48\%$ металла

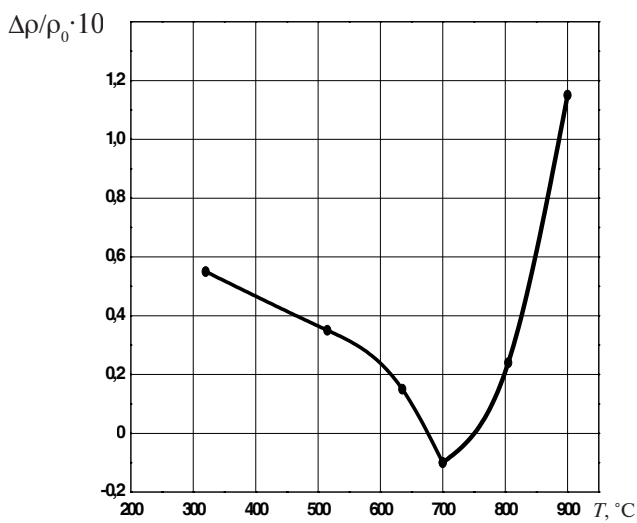


Рис. 2.6. Зависимость изменений относительной плотности $\Delta\rho/\rho_0$ от температуры отжига деформированного с $\varepsilon_{\Sigma} = 48\%$ металла

По мере увеличения температуры нагрева при переходе через порог рекристаллизации последняя захватывает постепенно весь объем металла. Затем при переходе через критические точки A_{C1} и A_{C3} имеет место уже фазовая перекристаллизация, а последующее охлаждение на воздухе из межкритического интервала температур приводит к образованию из сформировавшихся участков аустенита некоторого количества неравновесных продуктов промежуточного превращения. При дальнейшем повышении температуры по мере увеличения количества аустенита в результате последующего охлаждения на воздухе возрастает соответственно объемная доля неравновесных продуктов превращения типа бейнита, троостита, сорбита, достигая своего максимума при полной аустенизации при нагреве. Действительно, как показывают результаты структурных исследований, по мере увеличения температуры последеформационного нагрева происходит сначала перестройка дислокационной структуры по механизму возврата, а по мере увеличения температуры до 500 °С и фрагментированной структуры в ферритной составляющей. Дальнейшее повышение температуры до 600 °С приводит к появлению рекристаллизованных участков, о чем свидетельствуют данные просвечивающей электронной микроскопии и появление точечных рефлексов на рентгенограммах обратной съемки, а при 700 °С почти к полной рекристаллизации структуры.

Рассмотрим эволюцию структуры по мере увеличения температуры восстановительной термообработки. В исходном состоянии после отжига структура стали представляет собой зернистый перлит с небольшим количеством свободного феррита. Холодная пластическая деформация приводит к образованию пор размером до 10–12 мкм при одновременном уменьшении расстояния между цементитными частицами (рис. 2.7, *а*). Восстановительная термообработка в интервале температур от 300 до 600 °С привела к незначительному изменению микроструктуры (рис. 2.7, *б, в*). Начиная с 600 °С за счет резкого ускорения диффузионных процессов происходят залечивание пор и коагуляция цементита, при этом несколько увеличивается расстояние между цементитными частицами (рис. 2.7, *г*). Дальнейшее увеличение температуры до 800 °С приводит к образованию некоторого количества неравновесных продуктов превращения, количество которых растет с повышением температуры до 900 °С (рис. 2.7, *д, е*).

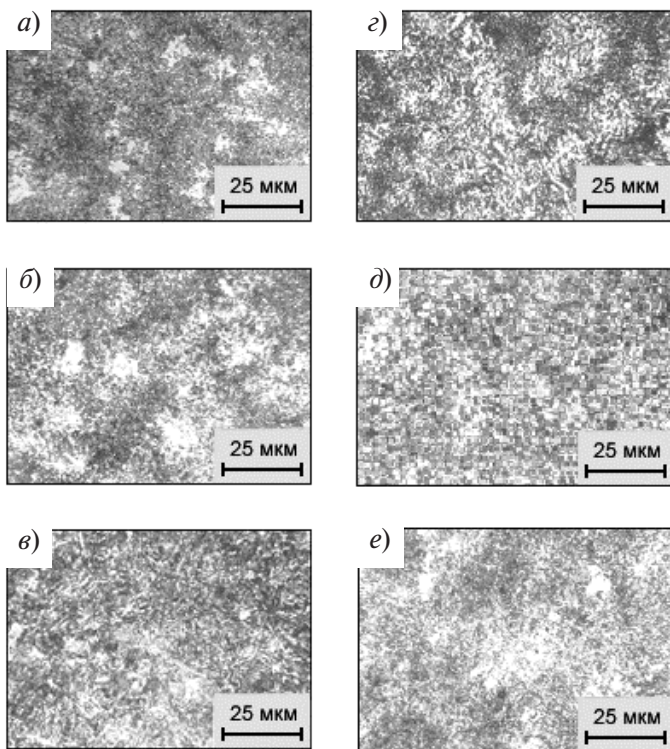


Рис. 2.7. Микроструктура образцов (а), подвергнутых холодной раскатке с последующим нагревом при температурах 300 °С (б); 600 °С (в); 700 °С (г); 800 °С (д); 900 °С (е), $\times 400$

Косвенным отражением протекания описанных процессов является кривая изменения твердости (см. рис. 2.5). Действительно, стадии разупрочнения соответствует интервал изменения температуры до 700 °С, а стадии последующего упрочнения — от 700 до 900 °С. Кривая изменения относительного разуплотнения металла по мере увеличения температуры последеформационного нагрева (см. рис. 2.6) имеет такой же характер, как и кривая изменения твердости (см. рис. 2.5). Уменьшение относительного разупрочнения при повышении температуры до 700 °С можно связать с протеканием релаксационных процессов, сопровождающихся перераспределением и аннигиляцией дефектов кристаллического строения, в частности залечиванием пор. Дальнейшее повышение температуры сопровождается фазовой перекристаллизацией, а при последующем охлаждении на воздухе образуется смешанная структура с

новыми границами раздела между элементами структуры и структурными составляющими, а также другими дефектами кристаллического строения.

Сравнение с отожженным состоянием показывает, что при температурах 650–700 °С происходит практически восстановление уровня твердости и плотности материала.

Наряду с конструкционными сталями оценивали технологическую пластичность жаропрочных дисперсионно-твердеющих сплавов типа ХН65ВМЮТ после предварительной термической обработки, заключающейся в нагреве до температур в интервале 880–1160 °С с последующим охлаждением на воздухе и в воде.

Как и следовало ожидать, по мере повышения температуры нагрева происходит рост зерен и увеличивается степень растворения γ' -фазы. Наблюдается три интервала изменения твердости соответственно диапазонам температур нагрева стали 880–900 °С, 920–1030 °С и 1040–1160 °С. Первый интервал обуславливает наличие в структуре сплава нерастворяющейся γ' -фазы. В интервале температур 920–940 °С происходит ее частичное растворение. Дальнейшее повышение температуры приводит практически к полному растворению γ' -фазы и соответственно к резкому снижению твердости материала.

Учитывая, что наибольший интерес представляет обеспечение комплекса свойств стали после раскатки в режимах ТМО, ее технологическую пластичность оценивали в структурном состоянии с содержанием некоторого количества γ' -фазы (температура нагрева 920 °С), а также без γ' -фазы (1160 °С). Судя по ранее полученным данным, скорость охлаждения стали от температуры нагрева не оказывает существенного влияния на процессы распада, поэтому в дальнейшем заготовки охлаждали на воздухе. Для каждого варианта термической обработки определяли критическую степень деформации $\varepsilon_{кр}$ путем раскатки до разрушения предварительно обточенных заготовок и заготовок без обточки (деформация по “корке”). Заготовки раскатывали с единичными обжатиями $\varepsilon_i = 5\text{--}6\%$ за проход до начала разрушения.

В результате было установлено, что предварительная обточка исходной заготовки не оказывает влияния на критическую степень деформации, и она составляет $\approx 54\%$ нагрева до температуры $T = 920\text{ °С}$ и $>94\%$ при температуре нагрева $T = 1160\text{ °С}$. Таким образом, определено условие, обеспечивающее наиболее высокую степень технологической пластичности при холодной

продольной раскатке дисперсионно-твердеющих жаропрочных сплавов, — растворение γ' -фазы.

Оценка состояния поверхности заготовок показала, что при грубой обточке исходных заготовок из конструкционных средне-легированных сталей типа 35ХН3М, 45ХН2МФА с $R_z = 80$ мкм трещины, идущие от следов механической обработки, возникают при $\epsilon_{кр} \approx 35 \%$, а при раскатке необработанного материала и шлифованных заготовок трещин не наблюдалось до $\epsilon_{кр} \approx 95 \%$.

В результате исследования влияния металлургических дефектов — внутренних трещин и волосовин, проведенного на сталях типа 38ХС, установлено следующее. Несплошности металла в виде трещин, имеющиеся в горячекатаной заготовке, при холодной прокатке не увеличиваются и не расширяются. Размеры трещин изменяются в соответствии с общим изменением размеров детали: длина увеличивается, а глубина уменьшается. Часть трещин, выходящая на поверхность заготовки, не образует складок или плен в процессе раскатки, а лишь обжимается. Начальное положение трещины относительно оси валков (0° и 90°) не оказывает влияния ни на форму, ни на размеры трещины после раскатки. Такое поведение трещин исходной заготовки в процессе раскатки объясняется значительным преобладанием сжимающих напряжений в зоне деформации.

РЕСУРСОСБЕРЕГАЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКИ В РЕЖИМАХ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

3.1. Оборудование прокатных станов

При термомеханическом упрочнении профильного проката в условиях заготовительного производства деформирующим оборудованием служат действующие прокатные станы. В настоящее время для упрочнения проката используют практически лишь высоко-температурную схему процесса ТМО. Спецификой прокатки с ВТМО профильных заготовок являются более строгое по сравнению с обычным прокатом регламентирование температурно-деформационно-временных режимов деформации и закалка заготовок после определенной последеформационной выдержки. Длительность последней определяется тем структурным состоянием, которое реализуется к концу деформации в последнем проходе.

Как свидетельствуют теоретические предпосылки и экспериментальные результаты, наилучшее сочетание прочностных и пластических свойств, а также сопротивления хрупкому разрушению удастся реализовать при фиксации структуры на стадии завершения динамической полигонизации. Чтобы реализовать такую структуру к концу деформации, надо, как правило, находить для конкретной стали оптимальное сочетание температуры и скорости деформации, в первую очередь в последнем проходе. Однако в условиях действующих прокатных станов возможность регулирования этих параметров ограничивается как техническими возможностями оборудования данного стана, так и условиями формирования геометрии того или иного профиля.

Первые опыты проведения прокатки с ВТМО в условиях действующих станов показали, что деформирование по обычным режимам горячей прокатки с последующей закалкой (даже немедленной) приводит, как правило, к получению рекристаллизованной структуры, что обусловлено сравнительно высокими температурой и скоростью деформации. Резкое снижение температуры деформации приводит к ухудшению пластичности металла, а следовательно, не реализуются необходимые условия формирования геометрии профиля, ухудшается качество проката, кроме того, резко возрастают нагрузки на оборудование и привод клетей. При этом чрезмерно низкая температура конца деформации приводит к затруднению переползания дислокаций, и, следовательно, невозможно реализовать структуру динамической полигонизации. С учетом изложенного желательно иметь возможность регулирования большого числа параметров.

Параметром, оказывающим заключительное влияние на структуру и свойства стали, получающиеся в результате ВТМО, является период времени от конца прокатки до закалки. К сожалению, варьирование этого параметра в условиях действующих прокатных станов крайне затруднительно. Поэтому большинство станов, на которых проводилась высокотемпературная термомеханическая обработка, имеют стационарное закалочное устройство, расположенное в определенном месте технологической цепи. Существует целый ряд различных закалочных устройств. В работе [111] описана установка для закалки прутков, обработанных в режиме ВТМО в условиях линейного сортового стана 325 Волгоградского завода “Красный Октябрь”. В основу создания и эксплуатации этой установки были положены следующие принципы:

1. Температура окончания деформирования должна быть по возможности более низкой, но, конечно, не ниже температуры закалки, и обеспечивать нормальный захват валками заготовки.

2. Охлаждающее устройство необходимо монтировать непосредственно за чистовой клетью прокатного стана с таким расчетом, чтобы охлаждение начиналось немедленно после выхода раската из валков.

3. Охлаждение должно быть достаточно интенсивным, чтобы температура металла быстро снижалась до 100–200 °С. Поскольку длина охлаждающего устройства в условиях стана 325 не могла превышать 20 м, для осуществления закалки необходимо было направить воду под давлением навстречу раскату. Этот способ подачи воды обеспечивает срыв паровой рубашки и наиболее интенсивное охлаждение. Кроме того, пришлось пойти на некоторое

снижение скорости прокатки, чтобы каждая точка металла находилась в воде 3–6 с, т. е. время, необходимое для закалки сортовой заготовки диаметром 19 мм. Схема установки приведена на рис. 3.1 [20]. Изготовлена установка из четырехдюймовой бесшовной горячекатаной трубы со специальными устройствами для подачи и подпора воды. Эти устройства являются одновременно местами разъема при сборке и разборке установки.

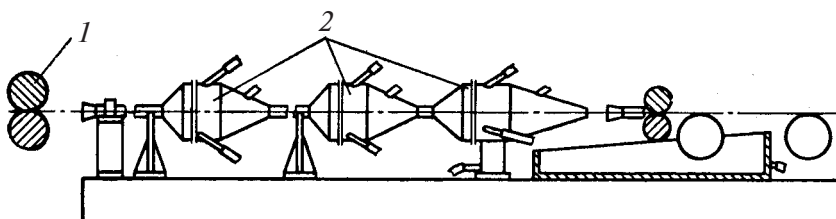


Рис. 3.1. Общая схема промышленной установки для ВТМО сортового круглого проката диаметром от 16 до 22 мм в условиях стана 325 Волгоградского металлургического завода “Красный Октябрь”: 1 — валки стана; 2 — устройство для ускоренного охлаждения проката

Два устройства для подачи поды в установку представляют собой емкости диаметром 300 мм. Одно из них, расположенное в средней части установки, плавно переходит в обе стороны в четырехдюймовую трубу и подходит к валкам стана 1; второе находится в хвостовой части установки и плавно переходит в четырехдюймовую трубу в сторону первого устройства для подачи воды и в двухдюймовую — перед запорным устройством. Под углом 40° к горизонтальной оси установки на диаметре 300 мм врезаны три равнорасположенных (по окружности) полуторадюймовых штуцера, к которым через шланги подводится вода под давлением 2–2,5 атм (в оба устройства для подачи воды) и воздух под давлением 0,5–1 атм (в запорное устройство).

Устройство для запора воды представляет собой такую же емкость диаметром 300 мм, плавно переходящую в двухдюймовую трубу в сторону устройства для подачи воды и в выходное сопло диаметром 28 мм на выходе из установки. На двухдюймовой трубе, идущей от устройства для подачи воды, расположен клапан. Под действием собственного веса и давления воздуха он находится в закрытом положении, предотвращая проникновение воды в запорное устройство. Клапан открывается под воздействием прокатываемого металла. Подводимый к запорному устройству воздух

служит также для сдувания воды, увлекаемой раскатом при прокатке. Вода, проникающая в запорное устройство при прокатке, собирается в нижней части и по двухдюймовому шлангу отводится под стан. Вода, выбрасываемая раскатом из сопла запорного устройства, собирается в ванне и отводится также под стан по двухдюймовому шлангу. Внутренний корпус в устройстве для подачи воды обеспечивает нужное напряжение противотока.

Выход закаленного раската из установки обеспечивается с помощью роликов трайб-аппарата ([20] рис. 4.1), работающего синхронно с приводным двигателем стана и подающего термоупрочненный прутки на рольганг холодильника.

Скорость движения раската в установке 3,5 м/с, что соответствует 206 об/мин двигателя. Эта скорость оптимальна, так как при этом обеспечиваются нормальный захват и охлаждение раската при условии полного заполнения установки водой под давлением. Длина раската (25 м) установлена в соответствии с длиной холодильника из расчета получения штанг трехкратной длины.

Недостатками этой установки являются: частичная потеря производительности, обусловленная некоторым снижением скорости прокатки, потерей времени на монтаж и демонтаж при смене сортамента и переходе от прокатки с ВТМО к обычной горячей прокатке; недостаточно высокая скорость охлаждения для ряда профилаэрозмеров и сталей (меньше критической скорости закалки).

В условиях этой установки, специально сооруженной в линии стана 325 лабораторией термомеханической обработки Московского института стали и сплавов, возглавляемой профессором М.Л. Бернштейном, совместно с ПЗЛ завода “Красный Октябрь”, был выполнен цикл работ по ВТМО сортового проката из сталей 38Х, 30ХГСА, 30ХГСН2А, 55С2 и 40 [112].

ВТМО сортового проката была успешно реализована в серийном производстве в условиях линейного среднесортного стана 400 Златоустовского металлургического завода [113, 114].

В работе [115] описана установка для термомеханического упрочнения проката по режимам с прерывистым охлаждением, установленная на Макеевском металлургическом заводе и используемая для обработки проката диаметром 16–28 мм. ВТМО проводили также в условиях сортовых станов 325 завода “Днепропецсталь” и 300 завода “Серп и молот” [112].

Большая часть прокатных станов, в условиях которых проводили опробование ВТМО сортового проката, морально устарела и зачастую не отвечает требованиям, выполнение которых необходимо для реализации технологии ВТМО.

В последние десятилетия XX в. интенсивно проводились реконструкция старых и строительство новых прокатных станов, отвечающих современным требованиям. Полунепрерывный среднесортный стан 350 Ленинградского производственного объединения “Кировский завод” (ныне ЗАО “Петросталь” ОАО “Кировский завод”), на котором были проведены работы по термомеханическому упрочнению сортового круглого проката из различных сталей, был пущен в 1970 г. Стан 350 предназначен для прокатки круглых профилей диаметром от 20 до 120 мм, а также полосовых и фасонных профилей [20]. Стан характеризуется полной механизацией всех процессов, автоматизацией процессов нагрева, прокатки и отделки проката, последовательным расположением всех агрегатов. Деформирующее оборудование состоит из 10 клетей, расположенных в три линии, причем в зависимости от сечения проката выпускающими клетями являются клетки 6Г, 8Г или 10Г. Клеть 530 (1Г) является реверсивной, клетки 480 (2Г–3Г, 4Г–5Г) и клетки 370 (8Г–9Г–10Г) составляют непрерывные группы. Клетки 6Г (450) и 7Г (370) являются отдельно стоящими. Перенос металла с первой линии на вторую осуществляется с помощью передаточного шлеппера, а со второй на третью — при помощи косо́го реверсивного рольганга. Вместе с тем при прокатке мелких профилей перенос металла с одной линии на другую может осуществляться обводными аппаратами, при этом непрерывную группу составляют клетки КГ–7Г–8Г–9Г–10Г.

Стан 350 оборудован двумя газовыми методическими печами с шагающим подом, обеспечивающими заданный нагрев заготовок металла в пределах 950–1250 °С.

Порезка готового проката осуществляется в зависимости от сечения проката и марки стали на летучих ножницах, пилах горячей резки и ножницах холодной резки. При проведении ВТМО порезка осуществлялась на летучих ножницах. Стан оборудован фотоэлектрическими пирометрами, расположенными после клетей 1Г, 6Г, 10Г и перед клетью 7Г. Для замедленного охлаждения проката из трещиночувствительных марок стали на сравнительно небольшом расстоянии от последней клетки стана предусмотрено расположение термостатов (рядом с рольгангом основной линии стана). Это предопределило место расположения закалочного устройства. На месте термостатов установили две специальные ванны, предназначенные для закалки проката при ВТМО (рис. 3.2) [117]. Подача воды в ванну производится снизу, напор воды, а также сжатый воздух, подаваемый в ванну, обеспечивают интенсивное перемешивание. Ванны расположены вдоль линии прокатки, и загрузка проката может происходить в

любую ванну. Сброс проката осуществляется при помощи специальных стрелок с гидроприводом, направляющих прокат с линии прокатки, косого рольганга, смещающего прокат к ваннам, и “утигов”, сбрасывающих прокат в ванну.

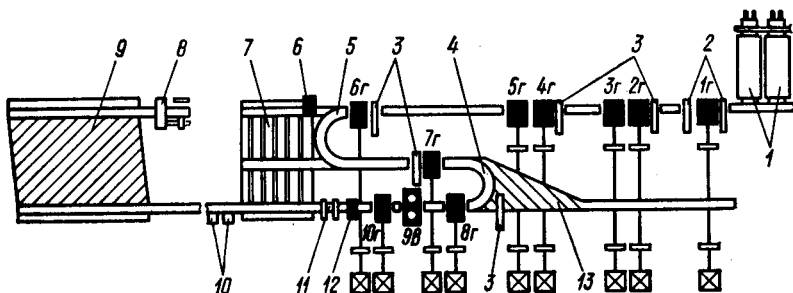


Рис. 3.2. Схема оборудования стана 350 ОАО “Кировский завод”:

1 — нагревательные печи; 2 — роликовый кантователь; 3 — шайбовые кантователи; 4, 5 — обводные аппараты; 6, 12 — клеймители; 7 — передаточный шлеппер; 8 — ножницы холодной резки; 9 — роликовый холодильник; 10 — закалочные ванны; 11 — летучие ножницы; 13 — косой рольганг; 1Г — реверсивная клеть 530; 2Г–6Г — горизонтальные клетки 480; 7Г, 8Г, 10Г — горизонтальные клетки 370; 9В — вертикальная клеть 370

При сбросе прутки попадают в специальный “лоток”, где они приобретают горизонтальное положение, а затем падают на направляющие, расположенные в ванне с водой.

Скорость рольганга, подводящего прокат к ваннам, достаточно велика, что значительно затрудняет попадание проката в ванну, поэтому секция роликов рольганга, подводящая прокат, отключается, и прокат движется к ванне по инерции. При этом обеспечивается хорошее попадание в ванну. Выгрузка проката после закалки осуществляется мостовым краном.

Закалочное устройство имеет ряд недостатков, которые сказываются на производительности стана при термомеханической обработке проката. Устройство является “узким” местом, сдерживающим работу стана, так как выгрузка проката не механизирована. Оно также не обеспечивает поштучной закалки проката, что может привести к появлению таких дефектов, как пятнистая твердость, повышенные закалочные напряжения, коробление и др.

С целью устранения недостатков на базе существующего была разработана новая конструкция закалочного устройства, представляющего собой ванны, снабженные механизмом для непрерывной выгрузки закаленного проката, а также рядом приспособлений,

обеспечивающих необходимое положение прутков, подвергаемых закалке поштучно.

3.2. Технологические основы прокатки в режимах ТМО

Технология прокатки в режимах ВТМО должна включать в себя следующие операции: выбор заготовки под прокатку, нагрев заготовок перед прокаткой, деформирование в соответствии с разработанной калибровкой и с учетом температурно-деформационно-временных ограничений. Завершающей стадией является деформирование в последнем проходе с последующей закалкой через определенный промежуток времени. Регулирование температурного режима прокатки можно осуществлять с помощью подстуживания раската на рольганге до заданной температуры, скорость деформации регулируется путем изменения скорости прокатки (числа оборотов двигателя), заданную длительность подстуживания от конца прокатки до закалки можно реализовать путем выдержки на рольганге после последней клетки. Последние два параметра удается варьировать не на всех станах в силу особенности конструкции. При прокатке в условиях большинства станов, особенно линейного типа (в частности, стан 400 Златоустовского металлургического завода), помимо указанных параметров можно варьировать дробность деформации, что позволяет получать тот или иной комплекс свойств [113].

Технология прокатки с ВТМО прутков из пружинных сталей в условиях стана 325 Волгоградского завода “Красный Октябрь” предусматривает нагрев заготовок перед прокаткой в трехзонной методической печи при 1050–1200 °С, начало прокатки при 1050 °С, а завершение при 850 °С [118]. Время между концом прокатки и началом охлаждения составляет менее 1 с. При прохождении через охлаждающее устройство (см. рис. 3.2) раскат охлаждается с температуры 850 °С до 200–250 °С. Контроль температуры проката, вышедшего из охлаждающего устройства, затруднен из-за отсутствия прямых методов измерения, поэтому используют косвенные методы (измерение: твердости, механических свойств с повышением температуры отпуска, температуры поверхности с помощью термокарандашей и т. д.). Охлажденный раскат транспортируется к прессу холодной резки, где раскраивается на мерные длины. Поскольку твердость конструкционной стали после ТМО, как правило, не менее 50 HRC, а пресс предназначен для порезки проката

после медленного охлаждения с твердостью 20 HRC, в месте раскроя прутки нагревают газовой горелкой до 600–700 °С и разрезают. В противном случае не исключается опасность растрескивания прутка и поломки ножей пресса, что наблюдалось в проводимых экспериментах. Зона свечения металла составляет 50 мм и учитывается при дальнейшей обработке. После ВТМО прокат отпускали в печах в течение 2 ч при температуре 600 °С с последующим охлаждением на воздухе. Таким образом, термические операции после ВТМО заключались в проведении двух отпусков: низкотемпературного (самоотпуска) при 200–250 °С и высокотемпературного — при 600 °С. Некоторые результаты работ, выполненных в соответствии с таким технологическим процессом, описаны в [118].

Наибольший интерес представляет технология проведения ВТМО на современных сортопрокатных станах. Рассмотрим описание технологического процесса прокатки в условиях полунепрерывного среднесортного стана 350 ЗАО “Петросталь” ОАО “Кировский завод” (Санкт-Петербург).

Заготовки (квадрат 95–100 мм длиной 2,2–5,0 м), предназначенные для прокатки на прутки диаметром до 42 мм, нагревают в методической печи до 1000–1100 °С (для конструкционных сталей) и 1100–1200 °С (для коррозионностойких труднодеформируемых сталей) и выдерживают при этих температурах от 2 до 8 ч соответственно (в зависимости от марки стали). Расположение клеток стана 350 позволяет выпускать готовый прокат как из клетки 10Г, так и из клетки 8Г (изменится лишь калибровка), производить прокатку мелких кругов и с обводными аппаратами, и без них. Исследование влияния дробности деформации показало, что при одинаковой суммарной степени деформации более высокий комплекс механических свойств получается при дробной прокатке с большим числом частных обжатий, равным в данном случае трем. Поэтому применяли схему калибровки, используемую при обычной горячей прокатке кругов и предусматривающую выпуск готового проката из клетки 10Г. Учитывая, что для достижения наибольшего упрочнения необходимо максимально сократить длительность междеформационных выдержек, передачу раската из клетки 7Г в клеть 8Г производили по обводному аппарату. Резку проката производят на летучих ножницах в режиме, обеспечивающем получение прутков длиной 2,7–3,0 м или 5,2–5,5 м (лимитируется длиной ванны).

Готовые прутки через промежуток времени (не менее 12 с) поступали в закалочные ванны, заполненные проточной водой, где выдерживались в течение не менее 90 с. Промежуток времени от конца прокатки до начала закалки определяется скоростью

рольганга, а также необходимым временем выдержки до закалки. Далее охлажденный прокат выгружался из ванн, при необходимости поступал на отпуск. В зависимости от назначения проката производилась дальнейшая обработка проката (правка, отделка и т. д.). Для упрочнения процессом ВТМО с целью получения требуемого уровня свойств целесообразно использовать номограммы зависимости механических свойств от основных параметров процесса, построенные для условий деформирования на заключительной стадии процесса (прокатка в последнем проходе — последеформационная пауза — закалка — отпуск). Кроме того, следует учитывать усилия прокатки.

В.Т. Жадан с сотрудниками предложил аналитический метод расчета оптимальных параметров процесса, обеспечивающих получение заданного комплекса свойств проката [119]. С этой целью была разработана комплексная математическая модель процесса сортовой прокатки с применением ВТМО, которая представляет собой совместное решение деформационной и температурной задач, зависимостей, отражающих реологические изменения в металле, а также уравнений для определения механических характеристик проката [120]. Модель была реализована в виде алгоритма и программы на ЭВМ. Для расчета оптимальных технологических параметров с использованием комплексной математической модели авторы работы [119] разработали методику, которая предусматривает: 1) выбор требуемого уровня механических свойств готового проката; 2) определение технологических параметров, изменение которых в условиях конкретного стана невозможно или нецелесообразно; 3) нахождение допустимых интервалов изменения остальных параметров технологии; 4) выявление ограничивающих факторов процесса, по которым необходимо проверять режим (усилие прокатки, угол захвата металла валками и т. д.); 5) поиск технологических параметров, обеспечивающих получение заданного уровня свойств металла или максимальное приближение к нему; 6) оптимизация технологического процесса с целью достижения максимальной производительности, рациональной загрузки оборудования и т. д.; 7) определение ожидаемого комплекса свойств металла при прокатке по разрабатываемой технологии. При конкретном решении задачи в зависимости от требуемого уровня механических свойств, особенностей оборудования и прокатываемой стали возможны три варианта.

1. Необходимый уровень свойств не может быть достигнут из-за ограничений, связанных с оборудованием, особенностями прокатываемой стали, требованиями по производительности и т. д.

Определяются допустимые технологические параметры, обеспечивающие наиболее близкое приближение механических свойств к требуемому уровню.

2. Существует единственно возможный вариант, и в ходе решения задачи ведется его поиск.

При этих двух вариантах оптимизация процесса осуществляется непосредственно при поиске приемлемого технологического режима по уровню свойств проката.

3. Возможны несколько вариантов технологии, равноценных в отношении механических свойств. В таких случаях предусмотрена оптимизация температурно-временных параметров для получения максимально возможной производительности стана.

Расчет технологических параметров, при которых достигается требуемый уровень свойств проката, осуществляется на основании построения и анализа расчетных зависимостей или с помощью программного поиска. В обоих случаях рекомендуется использовать комплексную математическую модель процесса сортовой прокатки с применением ВТМО, позволяющую для заданного технологического процесса определять ожидаемые механические свойства металла.

Разработанный аппарат аналитических методов позволяет наиболее рационально подойти к решению проблемы создания промышленной технологии производства термомеханически упрочненного сортового проката на мелкосортных станах, где применение ВТМО наиболее целесообразно. С использованием такого подхода разработаны и внедрены в промышленность технологические процессы прокатки с ВТМО полосы из углеродистой стали 45 для сельскохозяйственного машиностроения и полосы из низколегированной стали 50ХГА, предназначенной для изготовления рессор легковых автомобилей. Технология прокатки полосовых профилей из стали 45 на стане 280-2 Омутнинского металлургического завода разработана с применением программного поиска на ЭВМ по методике, изложенной в работе [119]. Опробование предлагаемой технологии на стане подтвердило результаты расчетов. Технология была внедрена в производство [121]. Методом построения и анализа расчетных зависимостей разработан технологический процесс прокатки стали 50ХГА на стане 325 завода “Днепроспецсталь”. Внедрение полученного режима позволило повысить как прочностные, так и пластические свойства рессорного проката.

Подобным образом рекомендуется рассчитывать технологические процессы прокатки в режимах ВТМО и высоколегированных сталей.

3.3. ВТМО аустенитных и аустенитно-ферритных сталей

Все большую роль в экономике государства играет уровень производства коррозионностойких сталей, применяющихся в различных отраслях химической, авиационной, космической и энергетической (в том числе атомной) промышленности. В общем объеме их производства наибольший удельный вес составляют хромоникелевые стали аустенитного класса [122]. Широкое применение таких сталей обусловлено их высокой химической стойкостью в широком диапазоне температур, высокими пластичностью и ударной вязкостью, хорошей свариваемостью и повышенной стойкостью против межкристаллитной коррозии (МКК). Однако их существенным недостатком, ограничивающим эффективность использования и область применения, являются низкие прочностные свойства и особенно предел текучести. Последнее усугубляется еще и тем, что одной из главных тенденций в мировом производстве коррозионностойких сталей является снижение содержания в них углерода [123].

Бурное развитие атомной энергетики, возросшие требования к безопасности вызывают необходимость создания надежного и компактного оборудования АЭС с достаточным запасом прочности. Кроме того, необходимо учитывать обострение вопроса экономии материальных и энергетических ресурсов. В связи с этим вопросы использования ресурсо- и энергосберегающей технологии ТМО для упрочнения сталей данного класса являются достаточно актуальными.

Первые исследования по применению ВТМО для упрочнения аустенитных жаропрочных сплавов были выполнены в 1958 г. В.Д. Садовским и Е.Н. Соколовым — сотрудниками Института физики металлов УрО АН СССР (сейчас РАН), которые предложили совмещать пластическую деформацию, проводимую при температурах, превышающих температуры рекристаллизации, через зарождение и рост новых зерен. При этом предполагалось, что обработка аустенитных сталей по указанной схеме, разработанной авторами ранее для уменьшения склонности к отпускной хрупкости машиностроительной стали, приведет к повышению жаропрочности также в связи с ослаблением межзеренной хрупкости, развивающейся в процессе длительной высокотемпературной службы вследствие повышения эквикогезивной температуры.

В многочисленных работах Уральской школы ТМО (академика АН СССР В.Д. Садовского, академика РАН В.М. Счастливцева, М.А. Смирнова, профессора В.И. Левита и др.), а также в работах других исследователей было показано, что одной из важнейших особенностей строения, в том числе аустенитных коррозионностойких сталей после ВТМО является появление зубчатых границ [124–127] (рис. 3.3). Это обстоятельство, как было показано еще В.Д. Садовским с сотрудниками, является одной из главных причин уменьшения, а в ряде случаев устранения отпускной хрупкости за счет изменения характера разрушения от интеркристаллитного (после обычной закалки) к транскристаллитному (после ВТМО).

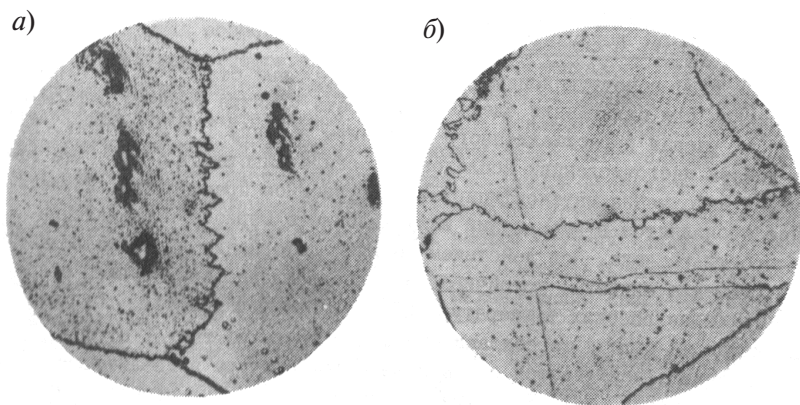


Рис. 3.3. Исканность границ зерен в сплавах ЭИ 617 (а) и ЭИ 687(б) [196]

В ряде исследований, посвященных изучению свойств горячедеформированного аустенита, показано, что в процессе пластического деформирования его упрочнение неизбежно сопровождается разупрочнением [128–131]. Необходимо отметить, что по кинетике возврата и рекристаллизации стали типа 18–8 в работах [128, 132, 133] были получены результаты, различающиеся почти на порядок. Дело в том, что в большинстве работ не были разграничены явления, происходящие в ходе горячей деформации, и явления, происходящие после ее окончания. Кроме того, не были рассмотрены вопросы изменения дислокационной структуры совместно с процессами выделения и растворения частиц второй фазы. Между тем окончательная структура, образующаяся в результате ВТМО, является следствием эволюции структурных и

фазовых превращений, протекающих в процессе накопления деформации, например, при дробной прокатке с непрерывно понижающейся температурой. Подобных сведений, основанных на систематическом изучении кинетики процесса, практически нет.

Важнейшее значение для коррозионностойких сталей имеет сопротивление коррозии. Однако в литературе встречаются лишь отдельные сведения, отмечающие качественное влияние ВТМО на склонность к межкристаллитной коррозии [134, 135]. В то же время для прогнозирования работоспособности конструкций необходимо иметь количественные данные о процессе коррозии и (с учетом того, что, как правило, данные стали работают в условиях коррозии под напряжением) сведения о взаимосвязи коррозионно-механической прочности и строения стали, сформированного в результате реализации ВТМО по тем или иным режимам.

Следует заметить, что практически во всех работах по исследованию влияния ТМО на структуру и механические свойства коррозионностойких аустенитных сталей условия эксперимента предусматривали элементы изотермической обработки. Например, при исследовании влияния температуры деформации заготовки после подстуживания от температуры нагрева до заданных температур деформации выдерживали изотермически при этих температурах в печи [111, 136]. Изучение влияния последеформационной выдержки обычно проводят в изотермических условиях при температуре деформации [16, 111]. Подобный подход характерен для большинства работ в области ТМО.

Между тем для наиболее реальных условий осуществления этого процесса в промышленности необходимо иметь данные, полученные для неизотермических условий, характеризующихся непрерывным охлаждением в цикле ТМО.

Рассмотрим результаты систематических исследований влияния различных температурно-деформационно-временных параметров ТМО на структуру, фазовый состав, механические, коррозионные и коррозионномеханические свойства аустенитных и аустенитно-ферритных сталей различного легирования. Приведем оригинальные сведения о влиянии углерода, титана и ниобия на структуру и механические свойства сталей типа 18–18 при прокатке в режимах ТМО с различным числом проходов в процессе непрерывного охлаждения на воздухе. Особое внимание с привлечением количественного подхода уделим рассмотрению с позиций современной физики больших пластических деформаций и упрочнения эволюции тонкой структуры при прокатке с различной степенью и дробностью деформации в неизотермических

условиях, низкотемпературной прочности, а также количественной оценке коррозионной и коррозионно-механической прочности.

Для проведения исследований были выбраны стали типа 08X18H10T, 12X18H10T, 08X18H10Б, 08X20H12АБФ, 08X18H22В2Т2 лабораторной и промышленной выплавки с различными вариациями состава (табл. 3.1). Так, при исследовании влияния содержания углерода, титана и ниобия на структуру и механические свойства сталей использовали сталь, выплавленную в лабораторных условиях. В печи “Аякс” ПО “Кировский завод” были отлиты слитки весом 120 кг, перекованные в дальнейшем на квадратные заготовки сечением 25×25 мм.

Таблица 3.1

Химический состав исследуемых сталей

Марка стали	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Ti	V/N	Nb/W
08X18H10T	0,04	0,58	1,10	0,014	0,008	17,8	9,20	0,23	—	—
12X18H10T	0,10	0,76	1,10	0,012	0,012	17,95	8,78	0,58	—	—
15X18H10T	0,13	0,83	1,10	0,012	0,014	18,30	9,04	0,77	—	—
20X18H10T	0,19	0,60	1,17	0,016	0,08	18,10	9,02	0,39	—	—
08X18H20АБФ	0,06	0,72	0,81	0,004	0,014	20,24	11,68	—	1,31/ 0,125	1,02/
08X18H10Б	0,04	0,58	1,10	0,015	0,010	17,95	8,87	—	—	0,93/
08X18H10T	0,07	0,39	1,40	0,009	0,024	17,99	10,25	0,58	—	—
12X18H10T	0,09	0,31	1,27	0,009	0,024	18,12	9,03	0,61	—	—
08X18H10T	0,04	0,44	1,02	0,007	0,008	17,47	10,31	0,55	—	—
12X18H10T	0,09	0,68	1,48	0,002	0,011	13,10	9,86	0,55	—	—
08X18H22В2Т2	0,06	0,80	1,15	0,004	0,014	18,47	21,65	1,58	—	/2,0

В качестве деформирующего оборудования использовали лабораторный стан Санкт-Петербургского государственного политехнического университета с диаметром валков 210 мм, имеющий линейную скорость прокатки 0,3 м/с, и промышленный стан ПО “Кировский завод” ДУО 400, имеющий скорость прокатки 0,4–0,8 м/с. Нагрев образцов перед прокаткой осуществляли в обоих случаях в электропечах. Температуру контролировали с помощью платина-платинородиевой и хромель-алюмелевой термопар, горячий конец которых находился в непосредственной близости от нагреваемых заготовок. Температуру начала прокатки определяли по кривым охлаждения, построенным на основании прямых экспериментов по охлаждению деформированных и недеформированных “образцов-свидетелей”. Оценку механических свойств и структурные исследования проводили различными методами.

Механические свойства определяли на образцах, вырезанных из обработанных по заданным режимам заготовок. Испытания на растяжение производили на разрывной машине ИМ-12М, а на ударную вязкость — на копре фирмы “PSWO-30”. Твердость определяли методами Бринелля (на приборе ТШ-2) и Роквелла (на приборе ТК-2М). Микротвердость замеряли на приборе ПМТ-3.

Металлографические исследования производили на оптических микроскопах “МИМ-8”, “Neophot-2” и “MeF-2” при увеличениях от 80 до 1800 раз. Развитие рекристаллизации оценивали как металлографическим методом, так и рентгеновским — съемку проводили в камере “КРОС-1”.

Тонкую структуру изучали с помощью рентгеноструктурного анализа на рентгеновском дифрактометре “УРС-50ИМ”. Период решетки определяли на аппарате “Дрон-1,4”. Трансмиссионные электронно-микроскопические исследования проводили на электронном микроскопе “JEM-120” и “JEM-200CX” при ускоряющем напряжении 120 и 200 кВ.

Микротопографию поверхностей изломов изучали на растровых электронных микроскопах “JSM-2” и “Stereoscan”. Микрорентгеноспектральный анализ проводил на микрозондах фирмы Cameca типа “Camebax” и “Camebax-Micro”. Микроструктуру стали изучали на протравленных шлифах, вырезанных вдоль и поперек направления прокатки. Травление микрошлифов производили электролитически в 10 %-ного водном растворе щавелевой кислоты. При исследовании структуры двухфазной стали для более надежного выявления отдельных составляющих использовали также цветное травление. При этом использовали реактив, состоящий из 20 г KMnO_4 , 20 г NaOH (КОН) и 500 г H_2O . Травление в обоих случаях проводили через 24 ч после приготовления реактива. При металлографическом методе исследования зеренной структуры величины плоских зерен, а также долю рекристаллизованных зерен оценивали их площадями по методу С.А. Салтыкова [137]. Кроме того, применяли планиметрический, так называемый клеточный, метод, также предложенный Салтыковым [137].

Степень развития рекристаллизации оценивали как указанным металлографическим методом, так и рентгеновским [30]. Последний основан на том, что отражения рекристаллизованных зерен (центров) с неискаженной кристаллографической решеткой на рентгенограммах обратной съемки значительно интенсивнее и резче, чем деформированных участков металла. После средней или сильной деформации рентгеновские интерференции сильно размыты. Отражения отдельных кристаллов не разрешаются и перекрываются. Кроме того, при наличии текстуры интенсивность вдоль

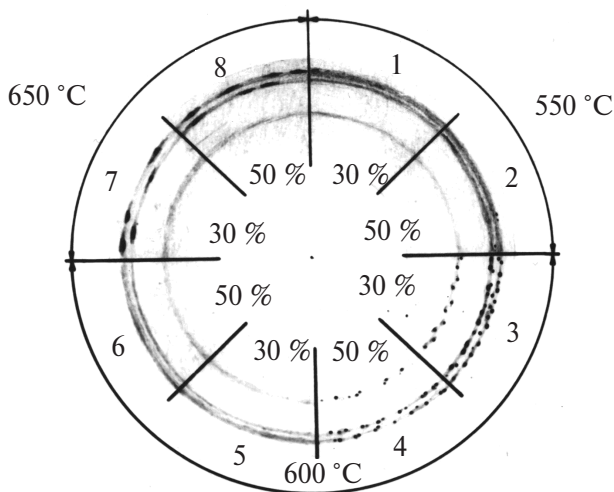


Рис. 3.4. Рентгенограмма холоднодеформированных 1–4 при обжатиях 30 и 50 % с последующим последеформационным отжигом при температурах 550, 600 и 650 °C и горячекатаных 5–8 при этих же температурах образцов из стали У10А, характеризующая степень развития рекристаллизации

дебаевского кольца неодинакова и меняется по определенному периодическому закону, зависящему прежде всего от типа текстуры. После небольших деформаций отражения отдельных кристаллов отделены друг от друга и имеют вид размытых дужек на дебаевском кольце.

При фотографическом методе регистрации рентгеновских интерференций образование первых рекристаллизованных зерен вызывает появление четких рефлексов сплошного кольца. Следует отметить, что это изменение не всегда достаточно четко улавливается. Так, появление множества мелких зародышей зерен дает на рентгенограмме фон слившихся слабых “уколов” (рис. 3.4). Об изменении тонкой структуры стали после различных обработок судили по величине физического уширения линий $(111) \alpha_1$ - и $(311) \alpha_1$ -аустенита и $(110) \alpha_1$ -, $(220) \alpha_1$ -феррита, снятых на аппарате УРС-50ИМ в железном излучении.

Использование рентгеновского метода для оценки тонкой структуры обусловлено рядом преимуществ перед остальными методами. Важнейшим из них является возможность исследования весьма малых объемов, что позволяет изучать структуру в различных частях сечения заготовки. Это особенно важно при исследовании термомеханически упрочняемого металла, поскольку

применение ТМО в настоящее время ограничено возможностями получения однородного по структуре металла в различных частях сечения заготовки.

Оценку интенсивности распада твердого раствора осуществляли по изменению параметра решетки, а также с помощью анализа химического состава отдельных составляющих стали. Плотность дислокаций определяли методом секущих [139].

Для определения величин сопротивления деформированию исследуемых сталей проводили опыты на лабораторных прокатных станах ДУО 200 и ДУО 210.

Рассмотрим некоторые аспекты структурообразования в типичных аустенитных сталях типа 18–10 с титаном и ниобием, наиболее подробно рассмотренные в работе [140]. Ранее было установлено, что упрочнение металлов при ВТМО зависит от кинетики накопления деформации. В частности, этот вопрос был подробно изучен на стали 08X18H10T, деформированной в широком интервале температур и обжатий [19]. Было показано, что если деформацию накапливать небольшими порциями за много проходов, то прочность материала монотонно увеличивается в достаточно большом интервале суммарных степеней обжатия. Если же обжатия сообщать материалу за один проход, то зависимость $\sigma_{0,2} = f(\epsilon)$ становится немонотонной, и за относительно коротким периодом упрочнения появляется участок, на котором прочность материала снижается с увеличением степени деформации (рис. 3.5).

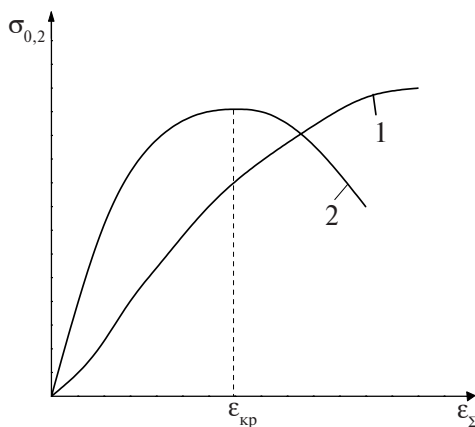


Рис. 3.5. Схематическое изображение зависимости предела текучести аустенитной стали 08X18H10T от величины деформации и способа ее накопления: 1 — дробная деформация; 2 — одноразовая [154]

Величина критической степени деформации $\epsilon_{кр}$, при которой $\sigma_{0,2}$ достигает максимума, определяется температурно-скоростным режимом деформирования. На структурном уровне $\epsilon_{кр}$ соответствует деформации, при которой в структуре материала начинают развиваться процессы динамической рекристаллизации. В этой связи возникает вопрос: как влияет на кинетику упрочнения стали при ВТМО содержание в ней легирующих элементов, затрудняющих рекристаллизационные явления? Например, наряду с титаном используют легирование стали типа 18–10 ниобием. Представляет интерес проведение систематического исследования упрочнения при ВТМО стали типа 08X18H10Б в сравнении с таковым для стали типа 08X18H10Т.

Особое внимание следует уделить изучению общих закономерностей и характеристик эволюции дефектной структуры в сталях, содержащих ниобий и титан, поскольку именно распределение дислокаций, дисперсных выделений карбидной фазы, наличие ячеистости и фрагментации, а также рекристаллизации ответственны за физико-механические свойства стали. Исследования проводили на сталях 1, 5 (см. табл. 3.1).

Характерными элементами микроструктуры в исходном (нагрев до 1150 °С в течение 50 мин с последующей закалкой) состоянии являются сравнительно крупные зерна (у стали 08X18H10Т размер зерна ≈ 50 мкм, а у ниобийсодержащей стали ≈ 85 мкм (табл. 3.2)), внутри которых располагаются двойники отжига и однородно рассеянные по объему округлые карбидные включения размером в несколько микрон.

Дробная деформация при увеличении суммарной степени обжатия $\sum \epsilon_i$ приводит стали обеих марок к качественно одинаковому монотонному уменьшению размеров зерна и возрастанию плотности выделенной карбидной фазы ρ^0 (см. табл. 3.2). Становится заметной вытянутость зерен в направлении прокатки. Одноразовая деформация в отличие от дробной по-разному влияет на параметры структуры стали 08X18H10Т и 08X18H10Б.

На рис. 3.6 у стали 08X18H10Т параметры D и ρ с ростом ϵ меняются немонотонно. В интервале $\epsilon \leq 30\%$ D уменьшается (см. табл. 3.2), а ρ^0 увеличивается. При $\epsilon = 30\%$ размер зерна достигает минимума, а плотность выделений — максимума. Увеличение степени обжатия до 50 % приводит к возрастанию D и небольшому снижению ρ^0 .

Таблица 3.2

Параметры структуры сталей 08Х18Н10Т и 08Х18Н10Б после ВТМО
с различным числом проходов n и степенью обжатия ε

Марка стали	n	ε	$\sigma_{0,2}$	σ_B	δ	Ψ	p_i	$\bar{D}$	ρ^0	λ	ρ^e	Δr	Δf_Φ	Δf_Ψ
		%	МПа	МПа	%	%	МПа	мкм	см ⁻³	см ⁻²	см ⁻¹		%	
08Х18Н10Т	1	10	313	654	52,7	70,8	104,9	48	11,7×10 ⁷	1,5×10 ¹⁰	—	0	10	90
	1	30	328	636	50,0	70,8	—	24	20,7×10 ⁷	1,1×10 ¹⁰	—	30	30	40
	1	50	246	618	55,1	64,4	—	30	16,4×10 ⁷	4,1×10 ¹⁰	—	90	10	0
	3	30	391	714	50,6	67,8	174,4	39	14,0×10 ⁷	2,0×10 ⁹	3×10 ¹²	0	60	40
	5	50	410	681	46,1	70,3	243,5	17	25,3×10 ⁷	2,3×10 ¹⁰	2×10 ¹⁴	0	90	10
08Х18Н10Б	1	10	320	626	53,0	70,9	93,3	82	6,4×10 ⁷	2,5×10 ¹⁰	—	0	15	85
	1	30	362	634	30,6	66,4	—	51	8,7×10 ⁷	1,0×10 ¹⁰	—	5	50	45
	1	50	279	621	51,0	64,4	—	40	16,1×10 ⁷	1,5×10 ¹⁰	—	25	70	5
	3	30	331	664	48,8	65,2	168,6	47	10,2×10 ⁷	1,5×10 ¹⁰	—	0	80	20
	5	50	388	687	42,6	66,2	258,7	35	22,1×10 ⁷	2,5×10 ¹⁰	—	0	95	5

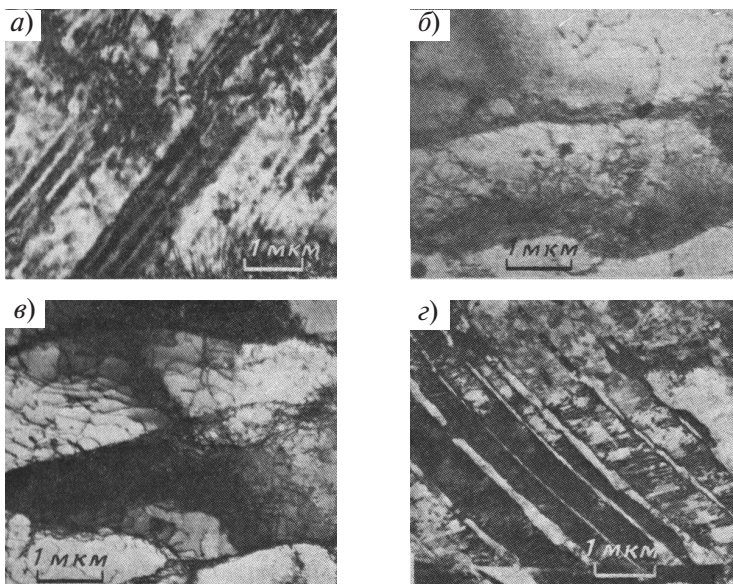


Рис. 3.6. Тонкая структура сталей 08X18N10Т (а, б, г) и 08X18N10Б (в), продеформированных по различным режимам: а — сильно расщепленные дислокации в стали, подвергнутой деформации на 10 %; б, в — вытянутые фрагменты в сталях, подвергнутых деформации за один (б) и за пять (в) проходов; г — фрагментация на фоне микродвойниковой структуры стали

В стали 08X18N10Б с увеличением степени одностороннего обжатия вплоть до 50 % наблюдаются монотонное уменьшение размера зерна (см. табл. 3.2) и подрастание плотности выделений карбидной фазы, т. е. изменение параметра структуры подчиняется тем же качественным закономерностям, что и при дробном деформировании.

Тонкая структура исследуемых сталей имеет свои особенности. При дробной деформации увеличение суммарной степени деформации λ приводит к росту плотности деформаций. Наибольшее изменение наблюдается после первого прохода: от 10^8 до $1,5 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$ — у стали 08X18N10Т и до $2,5 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$ у стали 08X18N10Б. Последующее увеличение $\sum \epsilon_i$ практически не меняет λ . После пяти проходов у стали 08X18N10Т она составляет $2,3 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$, а у стали 08X18N10Б остается на уровне единичного 10 %-ного обжатия.

Пространственное распределение дислокаций после первого прохода характеризуется наличием участков со слабо выраженной

ячеистой структурой, а также участков фрагментированной структуры с границами фрагментов, вытянутыми вдоль направления прокатки. Для стали 08X18H10T типичны длинные вытянутые дислокации. У стали 08X18H10Б они короткие и извилистые, образуют сплетения и клубки. Это наблюдение свидетельствует о том, что в стали 08X18H10Т энергия дефекта упаковки меньше, чем у стали 08X18H10Б. Сильно расщепленные дислокации в стали 08X18H10Т показаны ранее (см. рис. 3.6, а).

При дробном накоплении суммарной деформации $\Sigma \varepsilon_i$ доля объема, занятого ячеистой структурой, $\Delta f_{\text{я}}$ монотонно уменьшается, а доля объема, занятого фрагментированной структурой, возрастает (см. табл. 3.2). Так, после третьего прохода доля $\Delta f_{\text{ф}}$ фрагментированного объема у стали 08X18H10Т достигает $\approx 60\%$, а после пятого $\approx 90\%$. У стали 08X18H10Б эта величина достигает соответственно ≈ 80 и $\approx 95\%$. С ростом $\Sigma \varepsilon_i$ увеличивается степень совершенства фрагментированной структуры, уменьшается количество оборванных границ, упорядочивается их дислокационное строение. В среднем величина фрагментов уменьшается, а разориентировки между ними увеличиваются. Размеры фрагментов стали 08X18H10Б больше, а углы разориентации между фрагментами меньше, чем в стали 08X18H10Т.

Общей закономерностью является увеличение вытянутости фрагментов вдоль направления прокатки (см. рис. 3.6, б, в). Характерно (в большей степени для стали 08X18H10Б) образование внутри фрагментов дислокационной сетки (см. рис. 3.6, б, в). У стали 08X18H10Т часто встречаются участки, на которых фрагментация наблюдается на фоне структуры микродвойников деформации (см. рис. 3.6, г). В стали 08X18H10Б подобные участки встречаются реже.

Меньший вклад двойниковой моды деформации в стали 08X18H10Б также свидетельствует о более высоком значении энергии дефекта упаковки в этой стали по сравнению со сталью 08X18H10Т.

При дробном накоплении деформации не обнаружено признаков динамической рекристаллизации даже после 50 %-ного обжатия ($n = 50$). Это в равной мере относится к обоим сталям.

При одноразовой деформации как в одной, так и в другой стали доля объема, занятого ячеистыми структурами, монотонно уменьшается с ростом ε . Но процесс фрагментации развивается по-разному: в стали 08X18H10Б с ростом ε доля объема, занятого фрагментированной структурой, неуклонно возрастает, а в стали

08X18H10T величина Δf_{ϕ} меняется немонотонно (см. табл. 3.2): до 30 %-ного обжатия увеличивается, при $\epsilon > 30\%$ Δf_{ϕ} уменьшается.

Наиболее существенное отличие характера изменения структуры при одноразовой деформации по сравнению с ее дробным накоплением заключается в том, что по мере увеличения степени единичного обжатия в стали появляются участки динамической рекристаллизации. Впервые они наблюдаются после 30 %-ного обжатия

Участки рекристаллизованной структуры встречаются в двух морфологических модификациях: а) бездислокационные эллипсовидной формы области с размерами, не превышающими несколько микрон и имеющие совершенные большеугловые границы; б) зерна с размерами от 1 до 20–30 мкм обычной полигональной формы, насыщенные дислокациями с различной плотностью (рис. 3.7, а–з). Участки динамической рекристаллизации после 30 %-ного одноразового обжатия появляются в обеих сталях, однако степень развития рекристаллизации различна. Доля объема, охваченного рекристаллизованной структурой Δr стали 08X18H10T, составляет $\approx 30\%$ при $\epsilon = 30\%$ и 90% при $\epsilon = 50\%$, в то время как в стали 08X18H10Б эта величина равна $\approx 5\%$ при $\epsilon = 30\%$ и $\approx 25\%$ при $\epsilon = 50\%$ (см. табл. 3.2).

Если проследить за развитием тонкой структуры внутри отдельно взятой рекристаллизованной области, то окажется, что в ходе продолжающейся пластической деформации, величину которой будем отсчитывать от момента ее зарождения, она проходит через те же последовательные фазы эволюции тонкой структуры, которые предшествовали и началу рекристаллизации: накопление дислокаций вплоть до плотностей, соответствующих насыщению; формирование ячеистой структуры*, фрагментация. Фрагментация усиливается; и, если деформация продолжается достаточно долго, на ранее возникших первичных рекристаллизованных участках могут зародиться новые вторичные области динамической рекристаллизации (рис. 3.7, д). После этого процесс может повториться.

В циклическом характере протекания эволюции дефектной структуры легко убедиться, наблюдая и анализируя типы дислокационных структур, соответствующих рекристаллизованным зернам разного размера. В тех, которые возникли относительно недавно и размеры которых не превышают 0,2 мкм, дислокации практически отсутствуют, несмотря на то, что эти области в ряде

*Ячеистая структура в рекристаллизованном зерне возникает только в том случае, если его размеры превысят размеры ячеек, характерных для данных температурно-скоростных режимов деформирования стали.

случаев находятся внутри сильно наклепанных зерен. При увеличении размеров рекристаллизованных областей плотность дислокаций внутри них увеличивается и может достигать значений $\lambda_{\text{пред}}$. Дальнейший рост рекристаллизованных объемов приводит к появлению ячеистой структуры, а затем — и к началу фрагментации.

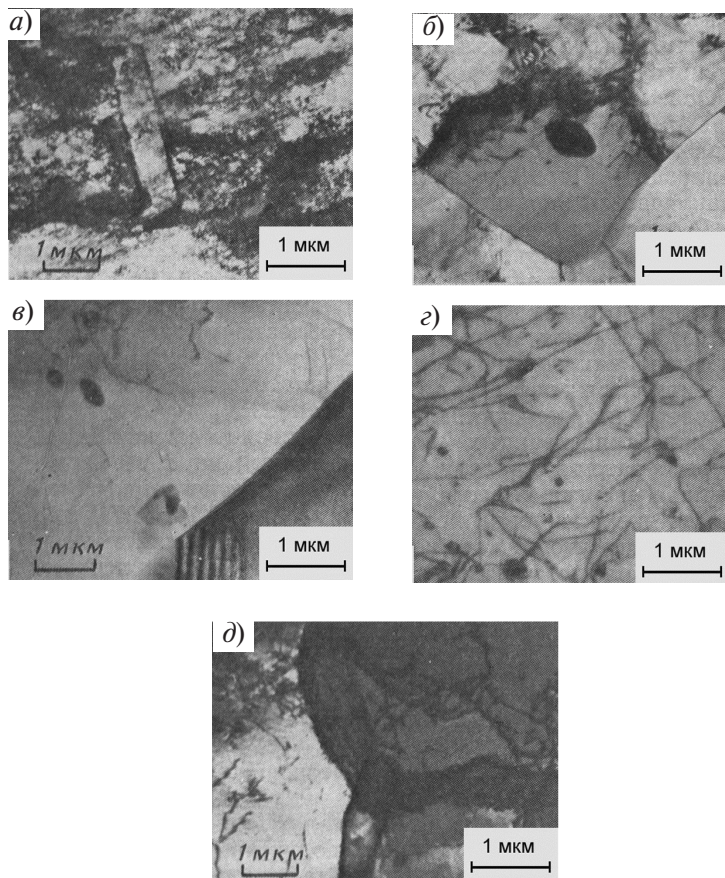


Рис. 3.7. Структура сталей 08X18H10Т (а) и 08X18H10Б (б–г), подвергнутых единичному обжатию на 50 %: а, б — рекристаллизованные участки на фоне сильно наклепанной структуры; в — бездислокационный участок рекристаллизованной структуры; г — равномерно распределенные дислокации внутри рекристаллизованной области; д — вторично рекристаллизованная область

Рассмотрим особенности карбидных превращений. В стали 08X18H10T дробное накопление деформации приводит к монотонному измельчению карбидных частиц и одновременному увеличению их плотности (см. табл. 3.2). В стали 08X18H10Б размеры D и объемная плотность ρ дисперсных карбидных частиц (NbC) по ходу накопления деформации практически не меняются. При этом значения указанных параметров при любом ε остаются на более низком уровне, чем в стали 08X18H10T (см. табл. 3.2).

При одноразовой деформации плотность дисперсных карбидных частиц (TiC) в стали 08X18H10T с увеличением степени обжатия уменьшается. При 50 %-ном обжатии они исчезают, оставаясь только на участках рекристаллизованной структуры. При одноразовой деформации стали 08X18H10Б картина меняется. Рост степени обжатия сопровождается в ней повышением плотности и увеличением размеров карбидных выделений. Такой эффект наблюдается как во фрагментированных, так и в рекристаллизованных областях, причем в последних более интенсивный.

Качественно все изложенные закономерности отчетливо выявились при изучении дефектной структуры сталей 08X18H10T и 08X18H10Б. Однако различное легирование предопределило существенные отличия этой эволюции, которые особенно ярко проявляются при одноразовом накоплении деформации. В общем виде отличия обусловлены тем, что введение в сталь основы X18H10 титана или ниобия по-разному повлияло на энергию дефекта упаковки. В стали с ниобием она, судя по морфологическим признакам, выше, чем в стали с титаном. Это подтверждается следующими наблюдениями. В стали 08X18H10T имеет место сильное расщепление дислокаций, о чем свидетельствует появление большого количества дефектов упаковки, в то время как в стали 08X18H10Б дефектов упаковки мало. В структуре стали 08X18H10T обнаружено и большое количество двойников отжига, в стали 08X18H10Б их намного меньше.

Меньшая энергия дефекта упаковки у стали с титаном приводит к тому, что при прочих равных условиях дислокации в стали 08X18H10T перестраиваются не столь интенсивно, как в стали с ниобием, что в конечном итоге обусловило более слабое развитие фрагментации в данной стали. Меньшая склонность дислокационных структур стали 08X18H10T к перестройкам приводит и к другому следствию: по мере накопления деформации в ее структуре накапливается больше упругих искажений, вследствие чего фрагментированные структуры, если они появляются, оказываются более напряженными и менее устойчивыми. Это обстоятельство наряду с меньшим значением энергии дефектов упаковки предопределяет

более интенсивное протекание в стали с титаном процесса динамической рекристаллизации.

Сильное влияние малых добавок титана и ниобия на энергию дефектов упаковки в условиях, когда эти элементы концентрируются преимущественно в пределах карбидной фазы, следует связывать с влиянием на энергию дефекта упаковки атомов углерода, находящихся в твердом растворе. Действительно, поскольку карбиды титана и ниобия обладают разной термодинамической активностью, концентрация углерода, находящегося в твердом растворе, в этих сталях различна.

Проанализируем особенности изменения карбидной фазы в сталях 08X18H10T и 08X18H10Б, выявленные при дробном и однофазовом накоплении деформации. Для объяснения особенностей влияния способа накопления деформации на протекание карбидных превращений в сталях 08X18H10T и 08X18H10Б необходимо учесть следующие факторы.

1. Термодинамическая стабильность карбидной фазы в стали 08X18H10T (TiC) и 08X18H10Б (NbC) разная. Карбиды TiC более устойчивы, и их частицы различной степени дисперсности присутствуют в стали 08X18H10T вплоть до 1150 °С. Карбиды NbC менее устойчивы и при нагреве под прокатку (до 1150 °С) в стали 08X18H10Б практически отсутствуют. Это справедливо по крайней мере по отношению к дисперсной фракции частиц.

2. Температурный режим прокатки в условиях данного эксперимента выбирался в зависимости от способа накопления деформации. При дробной деформации температура начала прокатки для всех суммарных степеней обжатия $\sum \varepsilon_i$, $T_{\Sigma}^H = 1150$ °С. При однофазовой деформации прокатку с обжатием $\varepsilon = 10$ % также начинали при 1150 °С, однако прокатку со степенями 30 и 50 % осуществляли после подстуживания предварительно нагретых до 1150 °С образцов до температур, равных соответственно температурам деформации в третьем (1070 °С) и в пятом (1020 °С) проходах при дробном деформировании. (Это было сделано для того, чтобы температура завершения деформации при одинаковых суммарных степенях обжатия была идентична.)

3. В процессе деформирования как в той, так и в другой стали происходит растворение мелкодисперсных карбидов за счет их взаимодействия с потоком движущихся дислокаций. Высвободившиеся атомы углерода переходят в твердый раствор либо сегрегируют на дислокациях в виде атмосфер Коттрелла. Чем больше величина или скорость деформации, тем больше при прочих равных условиях растворится исходной карбидной фазы.

4. В процессе подстуживания стали или при ее охлаждениях в междеформационных паузах твердый раствор, отвечающий пределу растворимости атомов С, Ti или Nb, постепенно становится пресыщенным и распадается с выделением частиц карбидной фазы. При этом чем больше в нем имеется мест для выделения карбидных частиц, тем более дисперсными и однородно распределенными по объему оказываются эти частицы.

На противоборстве перечисленных тенденций и строится кинетика карбидных превращений. Рассмотрим этот вопрос подробнее. При дробном накоплении обжатий в стали 08X18N10T растворение первичных частиц карбидов TiC, которое происходит в процессе каждого из проходов, незначительно, поскольку мала величина дробного одноразового обжатия. Однако даже то небольшое повышение концентрации атомов углерода, находящихся в твердом растворе, которое обусловлено этим процессом, при охлаждении стали в ходе последующей междеформационной паузы вызывает пересыщение твердого раствора по атомам титана и углерода и, как следствие этого, его распад. Выделяющиеся из пересыщенного твердого раствора вторичные (т. е. выделившиеся после растворения исходных — первичных — карбидов) карбиды TiC однородно распределяются по объему стали, поскольку в ней уже успела сформироваться развитая дислокационная или фрагментированная структура. Накопление вторичных карбидов происходит по мере увеличения числа проходов, и поэтому в режиме дробного накопления деформации плотность карбидов TiC увеличивается, а их средние размеры уменьшаются.

При одноразовом накоплении деформации доля объема растворившейся первичной карбидной фазы растет пропорционально величине обжатия. Как показывает эксперимент, при 50 %-ном одноразовом обжатии растворяются практически все дисперсные выделения карбидов, и ранее связанные в этих карбидах атомы углерода переходят на появившиеся в объеме металла однородно распределенные либо упорядоченно расположенные дислокации и границы фрагментов. В рекристаллизованных областях эти дефекты поглощаются растущими границами этих областей, вследствие чего на их границах повышается пересыщение по атомам углерода. Это приводит к тому, что в процессе прокатки внутри рекристаллизованных областей и на их границах начинают интенсивно выделяться вторичные карбиды.

Специфику карбидных превращений, происходящих в Nb-содержащей стали, определяет тот факт, что температура растворения и выделения карбидной фазы в этой стали T_0 оказывается ниже

температуры нагрева под закалку $T = 1150^\circ\text{C}$. По этой причине частицы карбидной фазы NbC начинают выделяться в стали 08X18H10B лишь после того, как в процессе ее подстуживания либо охлаждения в ходе дробного накопления деформации ее температура станет ниже T_0 . Необходимо учесть также, что выделение частиц карбидной фазы происходит на фоне развитой дислокационной структуры, когда эффективная плотность дислокаций находится на уровне $10^{10} - 10^{11} \text{ см}^{-2}$. За счет сегрегирования атомов углерода на дислокации и границы фрагментов растворимость углерода в стали повышается, что эквивалентно снижению эффективной температуры выделения карбидов. По мере увеличения степени деформации вплоть до обжатий, соответствующих началу динамической рекристаллизации, и происходят те структурные изменения, которые наблюдаются в эксперименте. Тот факт, что при дробном накоплении деформации после первого и третьего проходов дисперсная фракция карбидов NbC практически отсутствовала, свидетельствует о том, что $T_0(\epsilon)$ не превышает 1070°C — температуру подстуживания перед последним обжатием. Небольшая плотность и малый размер карбидных частиц, появляющихся в стали после пятого прохода, связаны с тем, что их выделение, по-видимому, начинается только во время последнего цикла подстуживания или деформации. Это и обуславливает отсутствие их значительного роста.

Если же накопление деформации в стали 08X18H10B происходит по режиму одноразового обжатия, то в том случае, когда температура подстуживания стали оказывается ниже T_0 , в ней еще до начала деформации успевает произойти выделение карбидной фазы, и более крупные размеры ее будут соответствовать структуре, на фоне которой будет происходить процесс деформации. Но в условиях данного эксперимента понижение температуры начала деформации сопровождается увеличением степени обжатия. Поэтому ясно, что в стали 08X18H10B плотность карбидной фазы и размеры частиц, выделяющихся в режиме одноразового обжатия, должны увеличиваться с ростом ϵ . Это вывод хорошо согласуется с экспериментальными наблюдениями.

Рассмотрим механические свойства и сопротивление деформации Ti- и Nb-содержащих сталей при различных температурах. Температура деформации, как свидетельствуют многочисленные данные, является одним из наиболее важных параметров ВТМО исследуемых сталей. Снижение температуры деформирования во всех случаях приводит к повышению прочности проката, однако при этом существенно возрастают нагрузки на механическое оборудование и привод клетей [34]. Очевидно, что возможности

термомеханического упрочнения находятся в прямой зависимости от уровня допустимых нагрузок, вполне определенных для конкретного деформирующего оборудования. С учетом того, что аустенитные нержавеющие стали обладают высоким сопротивлением деформации, очень важное значение для разработки технологии ВТМО имеет изучение влияния температуры деформирования как на механические свойства сталей, так и на давление прокатки.

Исследованию подвергали коррозионностойкие стали 08X18H10T, 08X20H12ABФ, 08X18H12ТФ и 08X18H22B2T2. Прокатанные образцы подвергали немедленной закалке в воде (промежуток времени от конца прокатки до закалки составлял 1–2 с). В результате ВТМО по всем исследуемым режимам прочностные свойства и особенно предел текучести сталей возросли по сравнению с обычной термической обработкой (табл. 3.3). Как и следовало ожидать, с понижением температуры деформирования прочностные характеристики и твердость всех исследуемых сталей возрастают, относительное удлинение несколько снижается, практически не изменяется относительное сужение.

Таблица 3.3

**Механические свойства образцов из сталей 08X18H10T,
08X18H12ABФ и 08X18H22B2T2
после ВТМО, ОТО и давления прокатки**

Сталь	Вид обработки	$T_{\text{пр}}$	$\sigma_{0,2}$	$\sigma_{\text{в}}$	δ	ψ	НВ	R
		°C	МПа		%			МПа
08X18H10T	ВТМО	1100	266	569	60,3	80,4	143	128
		1000	325	610	55,7	81,8	170	192
		900	389	645	50,8	79,7	170	268
	ОТО	—	226	579	60,9	76,5	126	—
08X20H12ABФ	ВТМО	1100	398	650	40,5	72,3	187	158
		1000	460	683	36,7	74,0	187	215
		900	531	727	36,1	73,2	187	348
	ОТО	—	335	632	44,1	72,3	166	—
08X18H22B2T2	ВТМО	1100	297	567	33,7	49,8	163	158
		1000	350	578	36,2	54,3	163	273
		900	390	604	33,3	54,0	156	463
	ОТО	—	276	551	46,6	43,7	126	—

Давление прокатки с уменьшением температуры деформирования существенно повышает (см. табл. 3.3). Наибольшим сопротивлением деформированию при прокатке обладает сталь с карбидным упрочнением 08X18H22B2T2, наименьшим — сталь 08X18H10T.

Для практики представляет интерес совместное рассмотрение кривых упрочнения в зависимости от температуры деформации исследуемых сталей и изменения давлений прокатки. На рис. 3.8 приведены сравнительные данные относительного изменения удельных давлений и предела текучести.

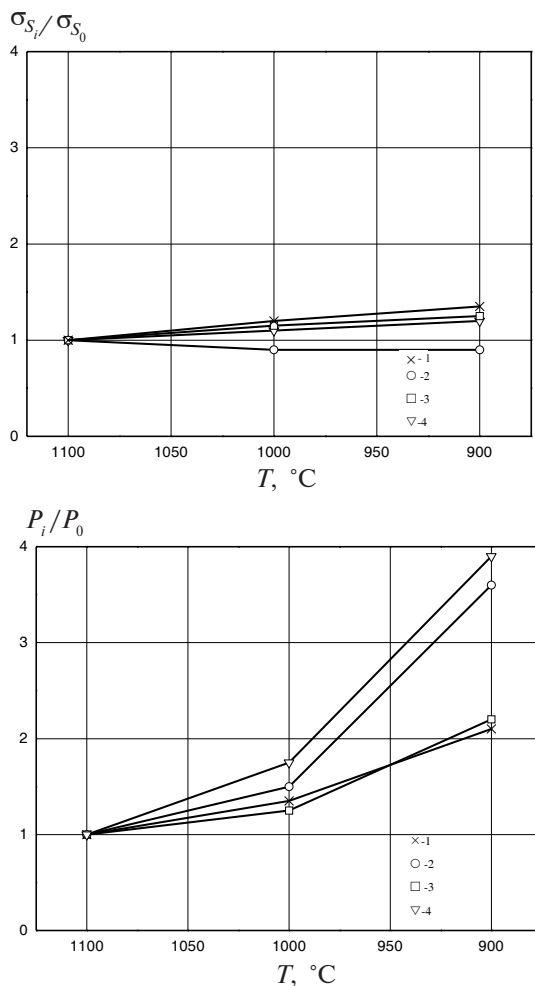


Рис. 3.8. Изменение предела текучести и давления прокатки с понижением температуры деформации при ВТМО сталей: 1 — 08X18H10T; 2 — 08X18H12ТФ; 3 — 08X18H12АБФ; 4 — 08X18H22В2Т2

Повышение предела текучести характеризуется отношением $\sigma_{0,2_i} / \sigma_{0,2_{i_0}}$, а увеличение давлений отношением P_i/P_0 , где $\sigma_{0,2_i}$ и P_i — соответственно предел текучести и удельное давление при температуре 900 и 1000 °С, а $\sigma_{0,2_{i_0}}$ и P_0 — при температуре 1100 °С.

Сталь 08X18H10T, обладая наибольшей склонностью к термомеханическому упрочнению, при понижении температуры в наименьшей мере увеличивает сопротивление деформированию, а сталь 08X18H22B2T2, напротив, в наибольшей и меньше других упрочняется при снижении температуры до 900 °С. Такая особенность поведения стали связана с наибольшей исходной прочностью этой стали за счет большей величины твердорастворного и карбидного упрочнений.

Таким образом, в качестве оптимальных температур деформации при ВТМО в условиях, близких к указанным, можно рекомендовать: 900–950 °С для сталей типа 08X18H10T и 08X20H12ABФ, 950–1000 °С для сталей типа 08X18H22B2T2.

В результате совершенствования химических производств, нефтеперерабатывающей промышленности и главным образом энергетического и специального машиностроения все больше возрастает потребность в металлических материалах, способных противостоять внешним нагрузкам при высоких температурах. Причем нагрузки могут быть как кратковременными, так и длительными. Для повышения высокотемпературной прочности в настоящее время, как правило, используют сложное легирование, что, во-первых, существенно повышает себестоимость стали, а во-вторых, в связи с резким уменьшением запасов сырья легирующих элементов становится бесперспективным.

Известны способы субструктурного упрочнения металлов, позволяющие существенно повысить конструктивную прочность стали как при низких, так и при высоких температурах [142]. Основным видом обработки, позволяющим реализовать субструктурное упрочнение, остается пока термомеханическая обработка. К настоящему времени большинство работ, посвященных влиянию пластической деформации в режимах ВТМО на высокотемпературную кратковременную и длительную прочность, выполнено на высоколегированных жаропрочных стареющих сталях и сплавах [143, 144]. Высокотемпературное поведение широкого класса хромоникелевых аустенитных сталей типа X18H10T, подвергнутых ВТМО, описано крайне ограниченно [145]. Между тем изучение кинетики разупрочнения с позиций современного структурного анализа представляет научный и практический интерес. Кроме того, важно

установить температурный диапазон использования субструктурного упрочнения сталей такого класса в результате ВТМО.

Рассмотрим экспериментальные данные по кинетике разупрочнения сталей типа 08X18H10T с различной исходной структурой. Формирование структуры производили как обычной термообработкой (ОТО) — закалкой с 1100 °С, так и с помощью ВТМО по различным режимам (табл. 3.4). ВТМО полосового проката осуществляли в условиях промышленного стана ДУО 400 на заготовках с исходным сечением 60×60 мм. Перед прокаткой их нагревали в электропечи до температуры 1100 °С с последующей выдержкой 4 ч, затем после подстуживания до заданных температур проводили деформирование. Прокатанные заготовки после регламентированной выдержки интенсивно охлаждали в воде.

Исходное строение стали, подвергнутой обычной термообработке, представляет собой полиэдрическую структуру, идентичную ранее описанной со сравнительно малой плотностью дислокаций порядка $(5-6) \cdot 10^8 \text{ см}^{-2}$. Довольно часто встречаются карбиды типа TiC с размерами 1–10 мкм, которые располагаются преимущественно по границам зерен. Мелкодисперсные карбиды не обнаружены, отсутствуют также и другие, кроме описанных, дефекты структуры.

ВТМО вносит существенные изменения в структуру стали. Характерными признаками являются: наличие фрагментированных и рекристаллизованных участков структуры, отсутствие крупных выделений типа MeC, но наличие мелкодисперсных карбидов, выделившихся либо в процессе пластической деформации, либо в последеформационный (до закалки) период. Соотношение между этими участками структуры определяется режимом обработки. Так, с повышением температуры и степени обжатия возрастает доля рекристаллизованных зерен. Соответственно снижается плотность индивидуальных дислокаций до $(1-5) \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$ по сравнению с нерекристаллизованными участками структуры, где плотность дислокаций $(1-2) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Средний размер зерен уменьшается до 20–30 мкм. ВТМО по режимам 1, 2 (см. табл. 3.4) приводит к получению на 80–90 % рекристаллизованной структуры. Соответственно доля фрагментированной структуры выше деформировании с более низкой температурой (см. табл. 3.4, режимы 3, 4). При этом и плотность дислокаций на данных участках структуры выше и составляет примерно $(1,8-2,0) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Кроме того, фрагментированная часть структуры содержит мелкодисперсные (порядка 100–300 Å) выделения карбидов, располагающихся как по границам субзерен, так и внутри них.

Таблица 3.4
Механические свойства, длительная прочность при 400 °С и параметры структуры стали 08Х18Н10Т после ВТМО с различными температурами прокатки $T_{\text{пр}}$, скоростью деформации ε и длительностью последовательной выдержки τ и после ОТО

Номер режи- ма	Вид обра- ботки	$T_{\text{пр}}$ °C	ε с ⁻¹	τ с	$\sigma_{0,2}$ МПа	$\sigma_{\text{в}}$ МПа	δ %	ψ %	D мкм	$\beta(311)_{\alpha 1}$		$\beta(111)_{\alpha 1}$	λ см ⁻²	Δr %	Δf %	σ_{p} МПа	τ_{p} ч
										рад	рад						
1	ВТМО	1050	2,5	4	285	574	54,9	74,9	30	3,74	4,97	10 ¹⁰	10 ¹⁰	80	10	430 425	0 ≥4000
2		1050	5,0	20	237	550	58,4	76,6	22	2,43	5,25	5·10 ⁹	5·10 ⁹	90	—	420 415	0 ≥4000
3		950	5,0	4	399	592	50,6	75,2	39	4,37	6,78	2·10 ¹⁰	2·10 ¹⁰	50	40	445 440	0 ≥4000
4		950	2,5	20	345	573	53,1	75,2	41	2,85	5,56	1,8·10 ¹⁰	1,8·10 ¹⁰	40	30	455 450	0 ≥4000
5	ОТО	1100 °С, 20 мин, вода			425	529	60,0	76,3	45	2,5	3,3	5·10 ⁸	5·10 ⁸	—	—	370 360	0 ≥4000

Примечания: 1) $\varepsilon = 50\% = \text{const}$; 2) скорость деформации при испытании на растяжение по ГОСТ 1497—73 составляла $\approx 10^{-3} \text{ с}^{-1}$.

Анализ тонкой структуры по изменению физического уширения линий на рентгенограммах свидетельствует о наибольшей искаженности структуры образцов, продеформированных при более низкой температуре и меньшей длительности последеформационной выдержки (см. табл. 3.4). Это коррелирует с вышеприведенными данными, полученными с помощью просвечивающей электронной микроскопии.

Исследование рекристаллизации рентгеновским методом подтвердило данные металлографического анализа, рекристаллизованные объемы четко отражаются в виде точечных рефлексов на рентгенограммах обратной съемки. Все описанные особенности структуры соответствующим образом повлияли на механическое поведение стали, причем особенно при высоких температурах испытания.

На рис. 3.9 приведена зависимость прочностных и пластических характеристик стали 08X18H10T от температуры кратковременных испытаний, скорость деформации при испытаниях 10^{-2} с^{-1} . Анализ кинетики разупрочнения по мере увеличения температуры испытания до 400°C проводили по изменению относительного разупрочнения. В качестве критерия разупрочнения была выбрана величина

$$\gamma = \frac{\sigma_{0,2}^{20} - \sigma_{0,2}^{T_{\text{исп}}}}{\sigma_{0,2}^{20}} 100 \%,$$

где $\sigma_{0,2}^{20}$ — предел текучести при температуре испытания 20°C
 $\sigma_{0,2}^{T_{\text{исп}}}$ — предел текучести при заданной температуре испытания.

Наибольшей устойчивостью против высокотемпературного разупрочнения (см. рис. 3.9) обладают образцы, подвергнутые ВТМО, и в наибольшей степени разупрочняются образцы, подвергнутые обычной термообработке. Скорость разупрочнения, о которой можно судить по углу наклона кривых (см. рис. 3.9), более всего отличается в интервале температур до $300\text{--}350^\circ\text{C}$. Так, сталь, подвергнутая ОТО, при температуре испытания 350°C разупрочняется на 40 %, в то время как после ВТМО по различным режимам — от ≈ 8 до ≈ 25 %, что определяется различным структурным состоянием. Очевидно, что большей устойчивостью против разупрочнения обладает структура полигонального типа, меньшей — фрагментированная и наименьшей — рекристаллизованная.

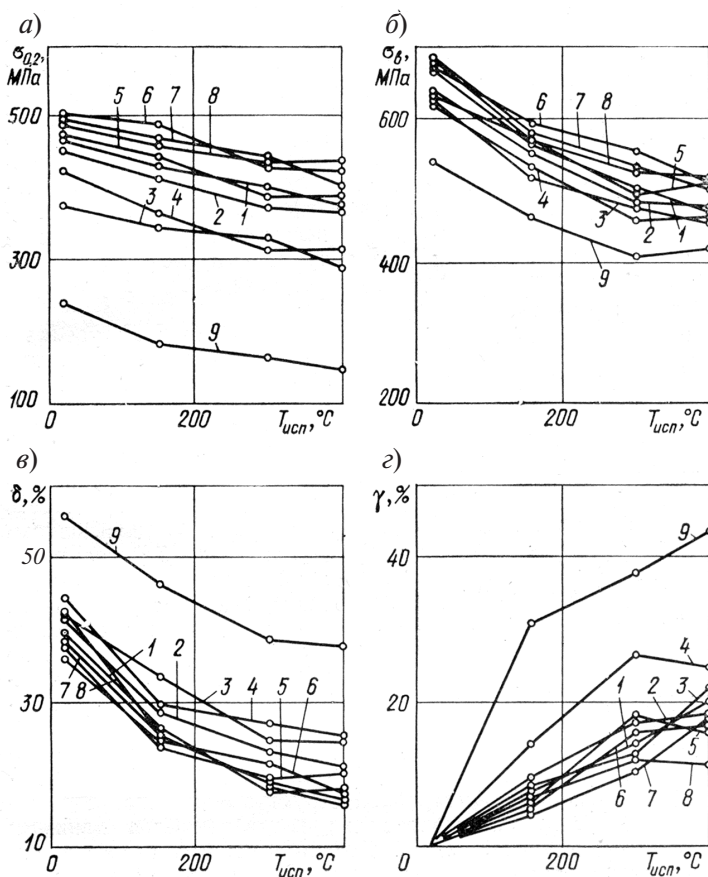


Рис. 3.9. Изменение механических свойств и относительно-го разупрочнения стали 08X18N10T, обработанной по восьми режимам ВТМО и после обычной термообработки (ОТО), с ростом температуры испытания

Для оценки склонности материала к ползучести и разрушению в процессе эксплуатации одной из важнейших характеристик материала является длительная прочность. Испытания, проведенные при температуре 400°C — одной из наиболее вероятных температур эксплуатации деталей, которые изготавливаются из подобных сталей, показали, что сталь, подвергнутая ТМО, может выдерживать более высокие нагрузки, чем после обычной термообработки, и при этом почти не удлиняется (см. табл. 3.4). К сожалению, не удалось построить кривые длительной прочности, поскольку образцы

либо разрушались при приложении нагрузки, либо не разрушались при ее снижении на 5 МПа в течение более 4000 ч. При этом режимы ТМО, обеспечивающие наибольшее развитие полигонизации и фрагментации при уменьшении степени рекристаллизации, обеспечивают и наибольшие значения допустимых рабочих напряжений.

С позиций структурной теории высокотемпературной прочности описанное поведение стали можно объяснить следующим образом. В стали, подвергнутой ОТО, сопротивление пластической деформации определяется в первую очередь плотностью отдельных дислокаций и в меньшей степени состоянием (размерами и плотностью) карбидов и границами зерен. В рассматриваемом случае плотность дислокаций наименьшая и, как и следовало ожидать, сопротивление пластической деформации $\sigma_{0,2}$ также наименьшее. При ВТМО уровень прочности при комнатной температуре испытания соответственно выше и прямо пропорционален плотности дислокаций (см. табл. 3.4). Повышение температуры испытаний до 350 °С сопровождается ослаблением межатомных связей. Следует учесть, что для металла, подвергнутого ВТМО, наряду с плотностью дислокаций дополнительный вклад в сопротивление деформации вносят субграницы, образованные в результате воздействия высокотемпературной пластической деформации, и зубчатость (“фасетирование”) границ зерен. Появление дислокационных ансамблей типа фрагментов и ячеек вносит дополнительный вклад в сопротивление пластической деформации, а главное, субграницы препятствуют распространению трещины, являясь, например, при малоугловых границах — полупроницаемыми барьерами для движущихся дислокаций. Эффективность упрочняющего воздействия этих субграниц определяется углами разориентации между граничащими фрагментами и их размером. Большеугловые границы, которые в основном образовались в результате ВТМО по описанным режимам, при высоких температурах ($\geq T_{\text{рек}}^H$) действуют менее эффективно, чем малоугловые, и в области температур, близких к 800 °С, происходит миграция по механизму Бейли—Хирша. В результате уровень прочности постепенно с повышением температуры уменьшается до уровня прочности металла, подвергнутого обычной термообработке. При последующем повышении температуры испытания уровень прочности термомеханически упрочненной стали понижается более интенсивно, чем у стали, подвергнутой обычной термообработке, что согласуется с представлениями о том, что при температурах выше порога

рекристаллизации субструктурное упрочнение становится неэффективным. Экспериментальные данные подтверждают это. Действительно, в интервале температур до 350 °С границы фрагментов, имеющие преимущественно средне- (8–10°) и большеугловую разориентировку, обеспечивают сохранение прироста прочности в термомеханически упрочненном металле. Дальнейшее повышение температуры испытания приводит вследствие большей по сравнению с ОТО напряженностью структуры к ускорению разупрочнения при разрушении этих границ за счет ускорения релаксационных процессов.

Анализ кинетики разупрочнения стали 12Х18Н10Т, обработанной на различную структуру по режимам, приведенным в табл. 3.5, подтверждает изложенные положения. Действительно, наибольшей устойчивостью против разупрочнения в интервале температур испытания до 300–400 °С обладает сталь, подвергнутая ВТМО по режимам 7, 8 (см. табл. 3.5), большая часть структуры которой фрагментирована. Причем структуры в стали, обработанной по режиму 7, разориентированы преимущественно со средне- ($\approx 30\%$) и большеугловой ($\approx 60\%$) разориентировкой. В стали, обработанной по режиму 8, преобладает среднеугловая ($\approx 70\%$), имеет место малоугловая ($\approx 5\%$) и большеугловая ($>15\%$) разориентировка. Соответственно ее стойкость к разупрочнению наибольшая среди исследуемых режимов в интервале температур испытаний до 800 °С.

Таблица 3.5

Механические свойства стали 12Х18Н10Т после ВТМО с различными температурой прокатки $T_{\text{пр}}$, скоростью деформации $\dot{\epsilon}$ и длительностью последеформационной выдержки τ и после ОТО

Номер режима	T _{пр}	$\dot{\epsilon}$	τ	$\sigma_{0,2}$	σ_B	δ	ψ	НВ
	°C	с ⁻¹	с	МПа		%		
1	1050	2,5	4	338	623	49,2	70,0	179
2	1050	5,0	20	264	613	47,5	67,8	179
3	1050	1,5	20	324	612	50,2	73,8	179
4	1050	3,0	4	336	627	47,7	67,6	179
5	950	3,0	20	418	637	45,8	72,6	197
6	950	1,5	4	400	635	47,9	67,9	197
7	950	2,5	20	278	627	46,9	68,7	179
8	950	5,0	4	356	648	42,0	69,7	187
9	ОТО: 1100 °C, 2 ч, вода			267		49,1	71,5	170

Таким образом установлено, что температурный интервал устойчивости субструктурного упрочнения, возникающего в результате ВТМО аустенитных сталей, определяется главным образом углами разориентации между областями субструктуры. В интервале температур испытаний до 300–400 °С высокой устойчивостью против разупрочнения обладают стали, имеющие средне- и большеугловую разориентацию. Для температур испытаний до 800 °С преимущество в стойкости против разупрочнения имеют стали, в структуре которых преобладают мало- и среднеугловая разориентировки микрообластей.

Рассмотрим особенности структурных и фазовых превращений *двухфазных аустенитно-ферритных сталей* при горячей деформации с термомеханическим упрочнением и их взаимосвязь с механическими свойствами. Двухфазные коррозионностойкие стали аустенитного класса отличаются от однофазных аустенитных сталей повышенным пределом текучести, лучшей свариваемостью при хорошей коррозионной стойкости в агрессивных средах и повышенном сопротивлении межкристаллитной коррозии и коррозии под напряжением [146] и в ряде случаев пониженным содержанием никеля (сталь типа 12Х21Н5Т).

Двухфазные стали являются сложными многокомпонентными сплавами. В процессе термической обработки, обработки давлением при различных температурах в них протекают разнообразные фазовые превращения: изменение количества δ -феррита и аустенита, сопровождающееся перераспределением легирующих элементов между этими фазами, распад δ -феррита с образованием вторичного аустенита и σ -фазы; выделение карбидов и нитридов; расслоение высокохромистого феррита (475-градусная хрупкость); выделение интерметаллидных фаз и т. д.

Число новых марок двухфазных коррозионностойких сталей с каждым годом растет. В то же время данных по влиянию горячей пластической деформации в режимах ВТМО на особенности структурных и фазовых превращений и механическое поведение аустенитно-ферритных сталей очень мало. Это затрудняет разработку научно обоснованной технологии термомеханической обработки.

В качестве основного материала для проведения систематических исследований была выбрана сталь 08Х18Н12ТФ, разработанная для нужд атомной энергетики и химической промышленности [147]. К большинству деталей, которые изготавливаются из подобных сталей, предъявляют следующие требования: предел текучести не менее 300 МПа; высокая стойкость против общей и межкристаллитной коррозии; маломангнитные свойства; стойкость против тепловой хрупкости при температурах до 400 °С.

Сталь сочетает в себе как описанные положительные качества, так и типичные для подобного класса сталей недостатки — чувствительность к образованию σ -фазы, вызывающей снижение пластичности и сопротивления хрупкому разрушению, склонность к 475-градусной хрупкости.

Исследования, результаты которых описываются здесь, проводили в основном на оборудовании и по методикам, подробно рассмотренным в разд. 3.1. Дополнительные исследования, в частности микрорентгеноструктурный анализ, проводили на микрозондах фирмы “Самеса” типа “Самебах” и “Самебах Мисго”. Высокотемпературные испытания на растяжение в интервале температур до 1150 °С проводили со скоростью 10^{-2} с $^{-1}$, а при температурах до 1250 °С — в вакууме. При исследовании микроструктуры для более надежного выявления отдельных составляющих использовали также цветное травление.

Рассмотрим особенности структурных и фазовых превращений при изменении важнейших термодиформационно-временных параметров. Изучали структурные превращения в стали, продеформированной в интервале 800–1100 °С. Металлографический анализ свидетельствует о существенной зависимости структуры от температуры деформации. Структура стали 08Х18Н12ТФ после деформации при 800 °С характеризуется большим количеством избыточных карбонитридов, не растворившихся при нагреве и выделившихся в процессе пластической деформации преимущественно по границам δ -феррита (рис. 3.10). Кроме того, характерной особенностью микроструктуры образцов, деформированных при этой температуре, является присутствие σ -фазы (см. рис. 3.10), которая в совокупности с выделением карбидов и карбонитридов приводит к охрупчиванию стали [146, 148].

Механизм упрочнения при деформации при высоких, порядка 1000–1100 °С, температурах имеет несколько иной характер. По мере увеличения температуры происходит постепенное растворение карбонитридной фазы (это не наблюдается в аустенитной стали типа Х18Н10Т), отсутствует σ -фаза. Общим с аустенитными сталями являются появление полос скольжения внутри зерен, что свидетельствует о развитии внутризеренной деформации, формирование зубчатости на границах γ/δ и δ/γ' фаз (см. рис. 3.10). Здесь более выражен последний фактор, чем в аустенитной стали, причем амплитуда и период зубчатости больше. Все это приводит практически к исключению интеркристаллитного разрушения и одновременно положительным образом сказывается на повышении высокотемпературной прочности.

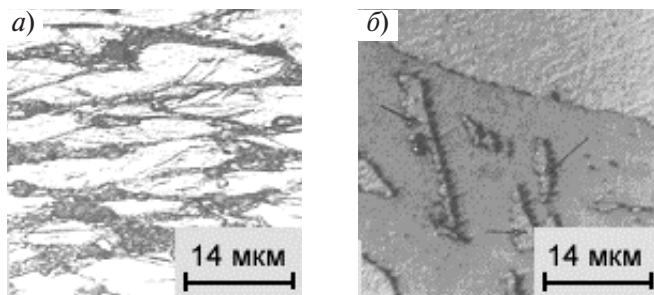


Рис. 3.10. Микроструктура стали 08X18N12ТФ после ВТМО при температурах деформации 800 °С (а) и 1100 °С (б)

Учитывая, что плотность дислокаций в γ - и δ -фазах отличается в связи с различной кинетикой протекания наклепа, возврата и рекристаллизации у ОЦК и ГЦК кристаллических решеток, вполне приемлемым можно считать следующий механизм образования зубчатости. В процессе пластической деформации происходит неравномерное перемещение границы с образованием выступов в местах наибольшей плотности дефектов и впадин — в местах наименьшей. Следует отметить, что в отличие от сталей типа 18–10, у которых зубчатость проявляется при температурах выше 1000 °С, температурный порог образования зубчатости аустенитно-ферритной стали, судя по полученным данным, ниже на 100–150 °С.

Анализ процессов рекристаллизации двухфазной стали свидетельствует о различии кинетики в δ - и γ -фазах. Статическая рекристаллизация протекает интенсивнее и начинается при более низких температурах в δ -феррите. Напротив, динамическая рекристаллизация активнее протекает в γ -фазе.

Другой особенностью структуры двухфазной стали, подвергнутой ВТМО, является появление парамагнитного аустенита (который принято называть вторичным [146] и обозначать γ'), выделяющегося из δ -феррита. Обычно вторичный аустенит в двухфазных сталях выделяется при старении закаленной стали [146]. Кинетика его выделения соответствует известной кинетике распада закаленной стали. В данном случае закалка в холодной воде фиксирует высокотемпературное соотношение фаз, не отвечающее равновесному при комнатной температуре. Поэтому естественно, что в процессе старения закаленной стали при достаточно высоких

температурах, когда диффузионная подвижность атомов основных легирующих элементов — хрома и никеля — позволит обеспечить их перераспределение между фазами, система будет стремиться к равновесному состоянию, которое характеризуется минимальной свободной энергией. Скорость образования вторичного аустенита в двухфазных сталях довольно велика и зависит от температуры изотермической выдержки. Уже двухминутный нагрев в интервале 950–1000 °С приводит к окончанию процесса $\delta \rightarrow \gamma'$ превращения, так как при дальнейшем увеличении выдержки количество образовавшегося вторичного аустенита не меняется. Естественно, что при более низких температурах вследствие меньших скоростей диффузии процесс протекает медленнее.

Кинетика выделения вторичного аустенита при ВТМО принципиально отличается от описанной кинетики распада закаленного недеформированного состояния. Основным отличием является появление вторичного аустенита непосредственно после закалки из горячедеформированного состояния в цикле ВТМО. Между тем обычная закалка недеформированной стали с аналогичных температур не приводит к образованию вторичного аустенита. Это удовлетворительно объясняется стимулирующим распад влиянием пластической деформации. Аналогичное влияние пластической деформации экспериментально подтверждается микро-рентгеноспектральным анализом карбидных превращений. Так, в результате ВТМО происходит уменьшение объемной плотности карбонитридов титана $Ti(C,N)$, имеющих отношение концентраций углерода и азота $[C]:[N] = 2/3$. При этом их исчезновение происходит уже при температурах деформации ниже температуры растворения этих карбонитридов. Следует отметить, что по данным ряда работ растворение карбидной фазы наблюдали в процессе даже низкотемпературной пластической деформации сталей и сплавов при усталостных испытаниях [149] и при одноосном растяжении [150–152]. Химический состав карбонитридов (табл. 3.6) показывает, что при их растворении в твердый раствор переходит значительное количество атомов эффективных карбидообразователей (титана, ванадия), которые в процессе охлаждения снова образуют специальные карбиды или карбонитриды. Как показал трансмиссионный электронно-микроскопический анализ, в δ -феррите после ВТМО наблюдали много мелкодисперсных карбидов типа M_7C_3 с плотностью 10^{15} см^{-3} , которые практически не наблюдали в исходном недеформированном состоянии. В аустените, в котором растворимость углерода значительно выше, мелкодисперсных выделений не обнаружено ни в исходном (после закалки с 1100 °С)

состоянии, ни после ВТМО. Количество вторичного аустенита, уменьшается с увеличением температуры деформации в диапазоне 850–1100 °С. При этом химический состав γ' -фазы при температурах 1050–1100 °С ближе к составу δ -феррита, а при 850–900 °С — к составу γ -фазы (табл. 3.6). Последнее можно объяснить уменьшением термодинамической устойчивости δ -феррита по мере понижения температуры горячей деформации при одновременном увеличении диффузионной подвижности легирующих элементов. Необходимо отметить, что после обычной закалки недеформированной стали от 1200 °С и последующего старения вторичный аустенит по данным И.Я. Сокола [146] имеет химический состав, не отличающийся от состава δ -феррита, и связывается это со сдвиговым механизмом $\delta \rightarrow \gamma'$ превращения. ВТМО, о чем свидетельствуют наши данные (см. табл. 3.6) [153], механизм $\delta \rightarrow \gamma'$ превращения имеет диффузионный характер.

Таблица 3.6

**Химический состав различных фаз стали 08X18H12ТФ
после ВТМО и обычной закалки**

Вид обработки	Фаза	Содержание элементов, вес. %					
		Ti	V	Cr	Fe	Ni	C+N
ВТМО с $T_{\text{деф}}=850\text{--}900\text{ }^{\circ}\text{C}$	γ	0,9	1,0	17,5	66,8	14,5	—
	δ	0,9	1,5	23,2	65,0	8,7	—
	γ'	0,8	1,0	17,9	66,3	13,1	—
	Ti(C,N)	75,1	2,3	1,4	3,0	0,1	18,1
ВТМО с $T_{\text{деф}}=1050\text{--}1100\text{ }^{\circ}\text{C}$	γ	0,9	1,0	17,6	65,7	14,8	—
	δ	0,9	1,5	23,0	65,2	8,7	—
	γ'	0,9	1,4	21,9	66,0	9,8	—
	Ti(C,N)	74,9	2,1	1,9	3,7	0,1	17,3
Обычная закалка с $T_{\text{зак}}=1100\text{ }^{\circ}\text{C}$	γ	0,8	1,0	18,7	65,2	13,0	—
	δ	0,8	1,4	24,7	62,9	7,9	—
	Ti(C,N)	75,1	2,8	1,8	3,7	0,1	16,5

Вышеописанные структурные превращения и закономерности их изменения хорошо коррелируют с механическими свойствами и сопротивлением деформации. В зависимости от стадии эволюции структуры — от дислокационного наклепа до динамической рекристаллизации, а также от степени развития процессов распада твердого раствора — изменяются значения сопротивления деформации и прочность получаемой заготовки. Как и

для однофазной аустенитной стали 08X18H10T, увеличение дробности деформации и снижение ее температуры сопровождается ростом сопротивления деформации и предела текучести (рис. 3.11, табл. 3.7). Следует отметить, однако, что для двухфазной стали это приращение более существенно, чем для стали 08X18H10T.

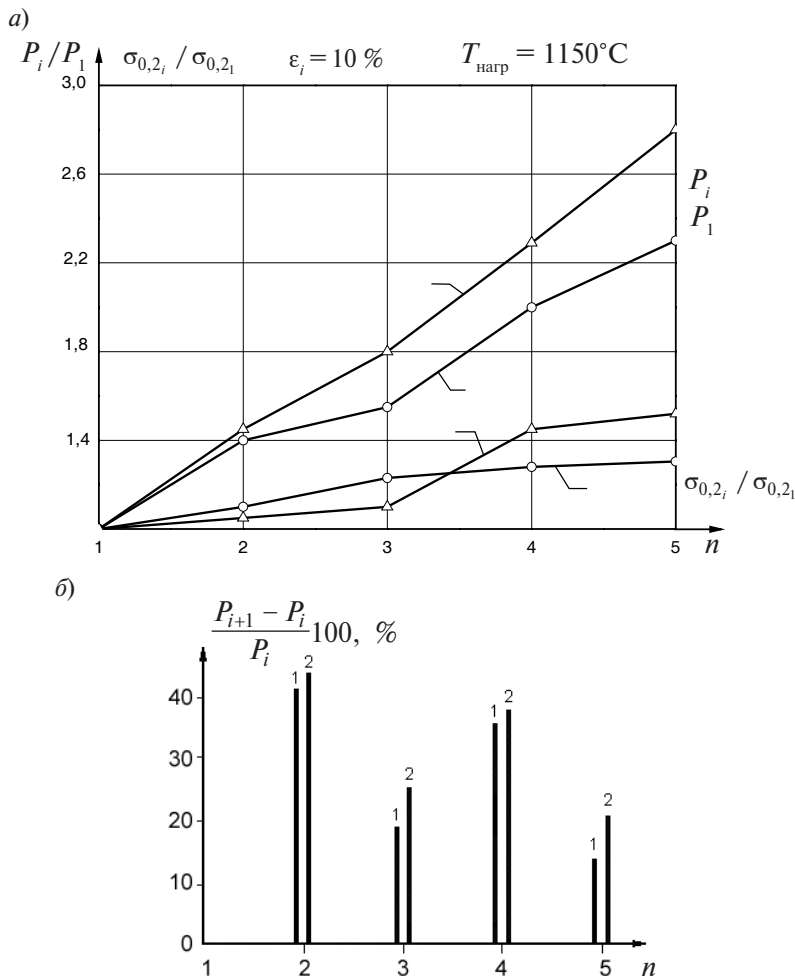


Рис. 3.11. Зависимость давления прокатки P_i/P_1 и предела текучести $\sigma_{0,2_i}/\sigma_{0,2_1}$ сталей 08X18H10T (1) и 08X18H12TF (2) от числа проходов (a) и прирост давления прокатки в каждом последующем проходе относительно предыдущего (б)

Таблица 3.7

**Механические свойства сталей 08X18H10T и 08X18H12ТФ
после ВТМО с различной температурой деформации**

$T_{\text{деф}}$	$\sigma_{0,2}$	$\sigma_{\text{в}}$	δ	ψ	НВ
°С	МПа		%		
1150	442/342	588/577	35,1/52,4	72,6/76,0	179/
1050	446/358	590/591	35,8/49,1	73,2/74,9	179/187
950	474/404	608/598	31,9/47,2	73,2/74,9	187/187
850	577/426	683/605	24,3/44,4	71,5/74,3	207/187

Примечание. В числителе приведены данные для стали 08X18H12ТФ, в знаменателе — для стали 08X18H10Т.

Для сравнительной оценки изменения давления прокатки и предела текучести сталей построены зависимости P_i/P_1 , $\sigma_{0,2_i}/\sigma_{0,2_1}$ и $\frac{P_{i+1} - P_i}{P_i}$ от числа проходов (см. рис. 3.11), где P_1 — давление прокатки в первом проходе; P_i — давление прокатки в i -м проходе; $\sigma_{0,2_1}$ и $\sigma_{0,2_i}$ — предел текучести стали при прокатке с ВТМО за один проход и I проходов [154].

Данные проведенных исследований показывают, что давление прокатки в пятом проходе выше, чем в первом у стали 08X18H10Т в $\approx 2,2$ раза, а у стали 08X18H10ТФ в ≈ 3 раза при примерно одинаковом в приросте предела $\approx 1,3$ раза текучести.

Полученные результаты хорошо объясняются появлением большого количества ($\rho^c \approx 10^{16} \text{ см}^{-3}$) мелкодисперсных карбидов типа M_7C_3 в δ -феррите. При этом прирост упрочнения за счет дисперсионного твердения δ -фазы существенно превалирует над некоторым дислокационным разупрочнением (плотность дислокаций после пятого прохода несколько снизилась по сравнению с первым как в γ -, так и в δ -фазе).

Изменение температуры деформирования при одноразовом обжатии на $\approx 15\%$ в диапазоне 1050–850 °С привело к тем же качественным результатам, что и при дробной деформации [154]. С понижением температуры деформирования растут давление прокатки и предел текучести.

Для прокатки представляет интерес совместное рассмотрение кривых упрочнения в зависимости от температуры деформации исследуемых сталей и изменения давления прокатки при этом. На рис. 3.12 приведены кривые относительного изменения давления

прокатки и предела текучести. Повышение предела текучести характеризуется отношением $\sigma_{0,2_i} / \sigma_{0,2_0}$, увеличение давления — отношением P_i / P_0 ($\sigma_{0,2_i}$ и P_i — соответственно предел текучести и давление прокатки при температурах 850, 950, 1050 °С, а $\sigma_{0,2_0}$ и P_0 — при температуре 1150 °С).

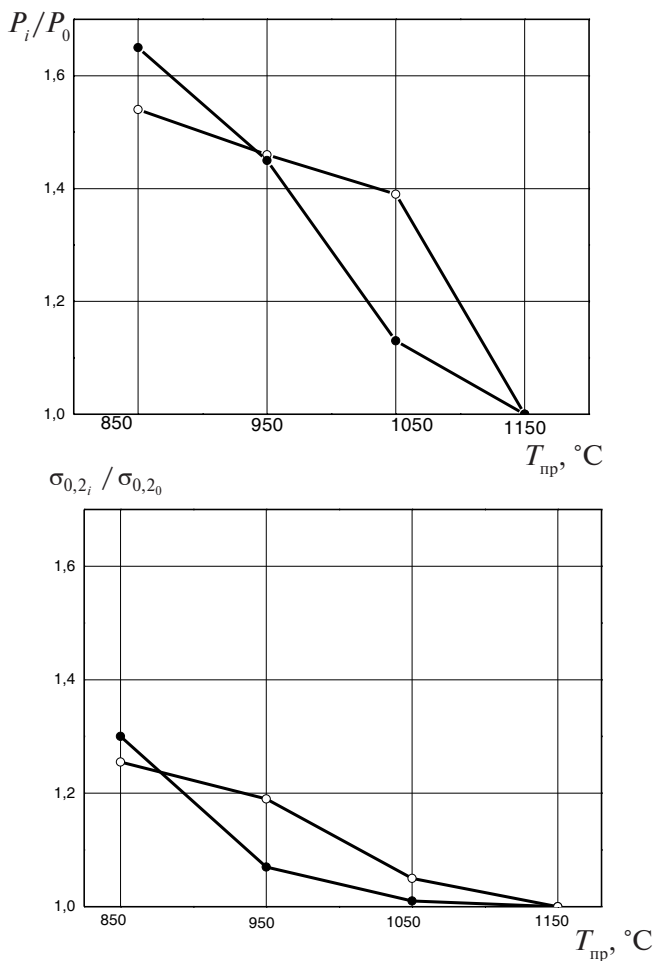


Рис. 3.12. Зависимость давления прокатки и предела текучести сталей 08X18H10T (○) и 08X18H12TФ (●) от температуры деформации

В данном интервале температур деформирования аустенитная сталь обладает наибольшей склонностью к упрочнению с понижением температуры и имеет большее, чем сталь 08X18H10T, сопротивление деформации. При температуре деформирования 1050–900 °С относительный прирост упрочнения и давления прокатки больше у аустенитной стали (см. рис. 3.12). Это можно связать с большей величиной дислокационного наклепа аустенита, имеющего более низкую энергию дефектов упаковки по сравнению с ферритом. Кроме того, он рекристаллизуется при более высоких, чем феррит, температурах и степенях (скоростях) деформации.

Необходимо отметить, что при температурах деформирования ниже 900 °С двухфазная сталь упрочняется более интенсивно и в большей степени, чем сталь 08X18H10T, увеличивает сопротивление деформированию. Такой характер кривых связан (см. рис. 3.12) с различным поведением γ - и δ -составляющих двухфазной стали при горячей пластической деформации. При температурах 900–1150 °С большинство карбидообразующих элементов (Cr, Ti, V) растворено в твердом растворе γ - и δ -фаз. При подстуживании до более низких температур наряду с уменьшением развития процессов динамического возврата и рекристаллизации интенсифицируется процесс выделения карбидов, в первую очередь в δ -феррите, имеющем меньшую растворимость углерода, чем в аустените. Упрочнение за счет дисперсионного твердения δ -феррита превалирует над дислокационным упрочнением, что подтверждается данными по твердости (см. табл. 3.7). Именно этим и можно объяснить ход кривых, (см. рис. 3.12).

Учитывая, что аустенитно-ферритные коррозионностойкие стали типа 08X18H12ТФ зачастую используются при повышенных температурах, в частности в качестве материала деталей АЭС, рассмотрим влияние различных параметров ВТМО на высокотемпературное поведение стали. В общем виде основные закономерности кинетики разупрочнения таких сталей при высоких температурах подчиняются закономерностям, изложенным ранее. Особенности структурно-механического поведения двухфазных аустенитно-ферритных сталей при высоких температурах определяются как особенностями поведения γ - и δ -фаз, так и их соотношением.

ВТМО проводили в условиях промышленного стана 400 ПО “Кировский завод” со скоростью прокатки 0,8 м/с. В качестве исходных заготовок был выбран прокат квадратного сечения размером 60×60 мм. Нагрев заготовок осуществляли в электрической печи с выдержкой в течение 2 ч при температуре 1150 °С, далее производили подстуживание до заданных температур. Условия проведения эксперимента и механические свойства стали после

различных режимов ВТМО и контрольной заковки приведены в табл. 3.8. Режимы соответствовали матрице планируемого эксперимента типа 2^{3-1} , здесь будет рассмотрена лишь взаимосвязь структуры и механических свойств при повышенных температурах, а построение статистической модели будет описано в гл. 8.

Таблица 3.8

**Механические свойства стали 08X18H12ТФ
после различных режимов ВТМО и контрольной заковки**

Номер режи- ма	Режим обработки				Механические свойства						
	$T_{\text{пр}}$	ε	u	τ	$\sigma_{0,2}$	σ_B	δ	ψ	КСУ	$H_{\text{pδ}}$	H_{py}
	°C	%	c ⁻¹	с	МПа		%		МДж/м ²	МПа	
1	1050	50	5,0	20	373	602	40,5	60,5	1,01	2679	1724
2	1050	30	4,4	4	434	632	36,3	62,5	0,92	2593	1610
3	950	50	5,0	4	518	658	32,6	65,2	1,0	3070	1881
4	950	30	4,4	20	513	637	30,6	60,5	1,15	3706	1984
5	1100 °C, 2 ч, вода				341	574	40,0	65,3	1,56	2593	1596

Примечание. Режим 5 соответствует контрольной заковке.

Рассмотрим особенности структуры, образовавшейся после различной обработки. Структура стали, подвергнутой контрольной заковке, является полиэдрической с гладкими границами зерен и большим количеством двойников отжига. Имеются крупные карбиды и карбонитриды, которые, как показал микрорентгеноспектральный и петрографический анализ, являются сложными карбонитридами типа Me(C, N) (рис. 3.13).

В зависимости от сочетания параметров ВТМО в прокате сформировалась структура, характеризующаяся различной степенью развития рекристаллизации в γ - и δ -фазах. Наиболее рекристаллизована структура образцов, подвергнутых ВТМО с относительно высокими температурой (1050 °C) и степенью (50 %) деформации (см. табл. 3.8, режим 1,). В меньшей степени рекристаллизованы образцы, обработанные также при $T_{\text{деф}} = 1050$ °C, но меньших степени обжата ($\varepsilon = 30$ %) и величине последеформационной выдержки. Структуры образцов, обработанных по режимам 3 и 4 (см. табл. 3.8), существенно не отличаются, и это скорее всего связано с тем, что бо́льшая степень обжата (см. табл. 3.8, режим 3) компенсируется меньшей величиной последеформационной выдержки, и наоборот. Судя по микротвердости (см. табл. 3.8), в наибольшей степени упрочнены как δ -, так и γ -фазы в образцах,

обработанных по режиму 4 (см. табл. 3.8). Это отвечает наименее рекристаллизованному состоянию обеих фаз. В образцах, подвергнутых ВТМО по режиму 3, обнаружено разупрочнение преимущественно δ -феррита и в незначительной степени аустенита. Это связано в первую очередь с более интенсивным развитием динамической рекристаллизации в δ -феррите, имеющем более высокую энергию дефекта упаковки, чем аустенит. При этом критическая скорость деформации (прямо пропорциональная степени деформации и скорости прокатки), превышение которой приводит к возникновению зародышей рекристаллизации, у δ -феррита ниже, чем у аустенита.

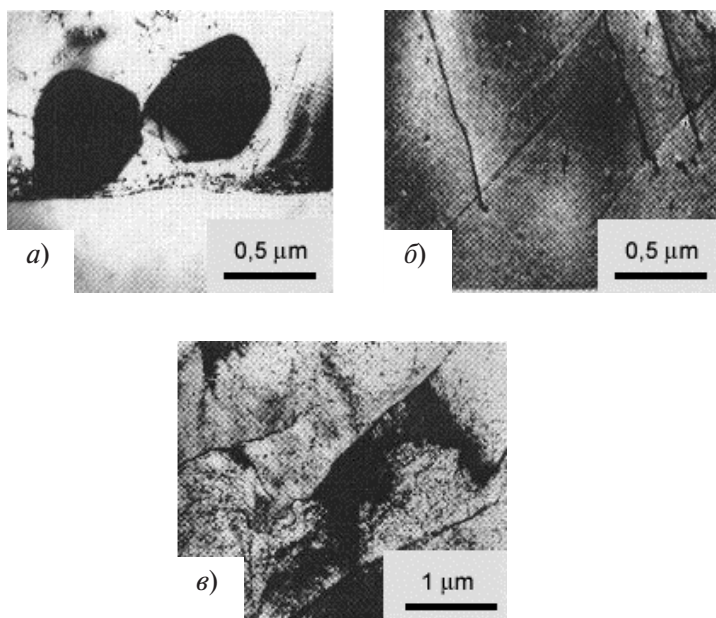


Рис. 3.13. Тонкая структура δ -феррита стали 08X18H12ТФ после обычной закалки (а, б) и ВТМО (в)

Высокотемпературную прочность оценивали по результатам испытаний на растяжение при температурах 350 °С (наиболее вероятная температура эксплуатации) и 700 °С. Данные по пределу текучести свидетельствуют о преимуществе стали, подвергнутой ВТМО по всем исследуемым режимам.

Наибольшая эффективность упрочняющего воздействия ВТМО наблюдается при температуре испытания 350 °С. При этом

наибольшие прирост упрочнения, а также термическая устойчивость против разупрочнения при повышении температуры испытания наблюдаются у стали, подвергнутой ВТМО по режимам, обеспечивающим минимальное развитие рекристаллизационных процессов (см. табл. 3.8, режимы 3, 4).

Дальнейшее повышение температуры испытания свыше 700 °С приводит к существенному уменьшению уровня прочностных характеристик и резкому увеличению пластических (табл. 3.9). Следует отметить, что образцы стали, подвергнутой ВТМО по режиму, обеспечивающему наибольшее из исследуемых режимов развитие рекристаллизации (см. табл. 3.8, режим 1), разрываются практически без образования шейки, что является одним из признаков сверхпластического состояния [155]. Последнее обстоятельство можно связать как с увеличением в структуре стали объемной доли δ -феррита, так и с формированием равноосной мелкозернистой рекристаллизованной структуры.

Таблица 3.9

**Механические свойства стали 08Х18Н12ТФ
после различных режимов ВТМО при высоких температурах**

Номер режима	$T_{\text{пр}}$ °С	ϵ %	μ с ⁻¹	τ с	$T_{\text{исп}}$ °С	$\sigma_{0,2}$ МПа	$\sigma_{\text{в}}$ МПа	δ %	ψ %
1	1050	50	5,0	20	350	275	489	31,5	61,0
					700	191	297	26,5	52,9
					900	62	90	83,7	53,5
					1050	23	32	104,6	65,0
2	950	50	5,0	4	350	394	525	18,7	57,1
					700	245	340	19,5	40,0
					900	65	93	59,0	58,8
					1050	60	78	72,7	61,0

Испытания на длительную прочность при 400 °С (одной из наиболее вероятных температур эксплуатации деталей из подобного материала) показали, что сталь, подвергнутая ВТМО по режиму, обеспечивающему незначительное развитие рекристаллизации, способна выдерживать более высокие нагрузки, чем сталь после обычной термообработки. В частности, ВТМО по режиму 4

(см. табл. 3.8) приводит к повышению разрушающего напряжения от 465 МПа (после ОТО) до 515 МПа. При меньшей величине напряжения образцы не разрушаются в течение более 6000 ч. К сожалению, не удалось построить кривые длительной прочности, поскольку образцы либо разрушаются при нагружении до $\sigma_{кр}$, либо при снижении величины напряжения на 5 МПа не разрушаются в интервале τ до 6000 ч. Относительное удлинение стали, подвергнутой ВТМО, практически не изменялось в процессе длительных испытаний и составляло после приложения нагрузки $\sigma = 510$ МПа $\delta_{нач} = 7,4 \%$, после 6000 ч испытаний — $\delta_{кон} = 7,6 \%$. Между тем относительное удлинение образцов, подвергнутых ОТО, изменялось при $\sigma = 460$ МПа от $\delta_{нач} = 16,1 \%$ до $\delta_{кон} = 18,88 \%$.

Таким образом, можно заключить, что сталь, подвергнутая ВТМО по режиму, обеспечивающему минимальное развитие рекристаллизации, способна работать при более высоких нагрузках и имеет значительно меньшую склонность к ползучести, чем сталь, прошедшая обычную термическую обработку. Режим ВТМО, как и при кратковременных испытаниях на разрыв, играет очень важную роль.

Можно рекомендовать использование термомеханического упрочнения двухфазных аустенитно-ферритных сталей при изготовлении крепежных деталей (например, болтов) и других деталей, работающих как при комнатной, так и при повышенных температурах. Кроме того, ВТМО целесообразно применять для подобных сталей как подготовительную операцию для последующего пластического формообразования в режиме сверхпластичности.

3.4. ВТМО конструкционных сталей

Анализ отечественной и зарубежной литературы свидетельствует о возрастающем интересе к применению ТМО конструкционных сталей. Исследуются способы ТМО углеродистых, мало- и высоколегированных сталей. Исследования ведутся во многих отраслях промышленности, где ожидается значительный эффект от применения ТМО. Интерес к ТМО обусловлен еще и тем, что зачастую нельзя улучшить механические свойства стали другими способами.

Из углеродистых сталей ТМО подвергают, как правило, средне- и высокоуглеродистые стали во избежание разупрочнения, связанного с быстрой рекристаллизацией, происходящей в малоуглеродистой стали. В силу возможности повышения прочности

или пластичности целесообразна ТМО малолегированных сталей, особенно при очень жестких требованиях к прочности изделия при минимальной его массе. В ряде случаев предпочтительна комбинированная термомеханическая обработка, при которой используют преимущество ВТМО для достижения высокой прочности при сохранении приемлемого уровня пластичности и вязкости вследствие ВТМО. В результате исследований ТМО инструментальных сталей были повышены их прочность, пластичность, упругость, стойкость при резании. Пружинные, шарикоподшипниковые и рельсовые стали (т. е. специальные стали) начали подвергать ВТМО после длительных лабораторных и промышленных исследований. ВТМО этих сталей упростила технологию их обработки, значительно усовершенствована технология производства специальных, в частности пружинных, сталей.

В настоящее время в нашей стране ТМО применяют или намеряют применять при изготовлении прокатных валков, труб, валовосей, проволоки, роликов, поршней нефтяных насосов, деталей бурильного оборудования, турбинных лопаток и деформирующего инструмента, плоских и витых пружин, рессор автомашин, шарикоподшипников и т. д. [112, 156–159].

Одной из наиболее перспективных областей применения ТМО является термомеханическое упрочнение рессорно-пружинных сталей. Это объясняется двумя причинами. Во-первых, содержание углерода ($C = 0,5\text{--}0,7\%$) в сталях, применяемых для изготовления рессор и пружин, является наиболее оптимальным для ТМО. Повышение пластичности сталей в высокопрочном состоянии в результате ТМО особенно важно для рессорно-пружинных сталей. Во-вторых, профиль проката для рессор и пружин (полоса, круг) является наиболее приемлемым для ТМО в промышленных условиях без существенных изменений технологии и действующего оборудования.

На основании результатов работы [161] промышленное опробование проводили на кремнистой пружинной стали, легированной ванадием, ниобием и цирконием. ВТМО подвергали прутки диаметром 16 мм и рессорную полосу. Доля круглого проката, потребляемого одной из наиболее металлоемких отраслей машиностроения — тракторной — для изготовления пружин подвесок тракторов, значительно превосходит долю рессорной полосы. Здесь же остановимся лишь на некоторых практических результатах ВТМО сортового проката из пружинных сталей.

Одни из первых партий проката с ВТМО были получены в условиях Волгоградского металлургического завода “Красный Октябрь” на установке, описанной в работе [160]. Исследовали

три режима обработки: ВТМО непосредственно после закалки на металлургическом заводе (прямая ВТМО); обработка на “наследование”, предусматривающая отпуск стали, подвергнутой ВТМО, при 600 °С, затем проведение закалки и окончательный отпуск, причем закалка производилась от стандартной температуры в условиях медленного нагрева (печного); контрольный режим, предусматривающий печную закалку с отпуском стали (обычная термообработка), подвергнутой обычной горячей прокатке и отжигу при 900 °С в течение 4 ч. Исследовали сталь 60С2, а также эту сталь с добавками 0,26 % ванадия, 0,2 % ниобия и 0,18 % циркония, выплавленную в 5-тонной дуговой печи. Из полученных результатов следует, что прямая ВТМО приводит к заметному повышению прочностных свойств всех исследованных сталей. В зависимости от микролегирования и температуры отпуска прирост предела текучести и временного сопротивления, измеренных при испытании на одноосное растяжение, составил 200–300 МПа. При этом пластические свойства всех исследуемых сталей, подвергнутых ВТМО, по крайней мере не ниже, чем у сталей после ОТО. Более того, пластические свойства сталей, подвергнутых ВТМО, при отпуске 400 °С выше, чем у сталей после закалки и отпуска 450–550 °С, т. е. возможность применения отпуска при 400 °С для термомеханически упрочненных сталей позволяет использовать большой запас их прочности. Интервал температур отпуска 400–450 °С обеспечивает наилучшее сочетание упругих свойств, поэтому именно такую температуру рекомендуют при изготовлении рессор и пружин. Сталь с ванадием после ВТМО и отпуска при 400 °С имеет уровень прочности 2200 МПа, а $\sigma_T = 2100$ МПа для контрольных образцов (1950 и 1900 МПа соответственно).

Значительное влияние на сохранение эффекта упрочнения оказывает легирование стали карбидообразующими элементами. Так, механические свойства стали 60С2 без легирующих элементов после обработки на “наследование” мало отличаются от стали, обработанной по контрольному режиму в условиях печного нагрева. По-видимому, в данном случае эффект “наследования” термомеханического упрочнения может быть реализован при сокращении следующих после ВТМО термических операций, например, использованием контактного нагрева под закалку. Это важно отметить, поскольку при изготовлении многих видов пружин в современном производстве применяется довольно быстрый электроконтактный нагрев под закалку. В этом смысле эксперимент был проведен в более жестких условиях нагрева.

Микролегирование стали ванадием, ниобием и цирконием позволяет сохранить эффект ТМО при повторных нагревах в аустенитную область, причем влияние их на сохранение эффекта термомеханического упрочнения практически одинаково. Свойства сталей после обработки на “наследование” оказываются все же несколько ниже, чем при “прямой” ВТМО. Поэтому большое значение имеют исследования, направленные на разработку технологии изготовления деталей с использованием “прямой” ВТМО. Авторами работы [161] предложен способ изготовления крупных пружин из термомеханически упрочненного проката, заключающийся в том, что навивка пружин производится при такой температуре, когда еще достаточно полно сохраняется эффект упрочнения. Так, в условиях Горьковского автозавода была изготовлена опытная партия пружин по следующей технологии: контактный нагрев термомеханически упрочненного прутка из стали 60С2 с добавками ванадия до 600 °С, навивка пружины и охлаждение. Изготовленные таким способом пружины полностью соответствуют требованиям чертежа, при этом значительно упрощается технологический процесс — отпадают операции высокотемпературного нагрева под навивку, закалки и отпуска.

ВТМО рессорной полосы из стали 60С2 с добавками 0,15–0,25 % ванадия, ниобия, церия производили на Чусовском металлургическом заводе [161]. Заготовки проката 10×100×1800 мм нагревали в трехзонной методической печи до температуры 1050–1100 °С. Перед калибровочной клетью стана 370 температура полосы достигала 1000 °С. Скорость прокатки составляла 4–4,5 м/с. Охлаждение полосы в установке заканчивалось при температуре 200 °С, при которой происходит самоотпуск и уменьшаются напряжения, возникающие при мартенситном превращении, а также термические напряжения. Охлаждение в процессе ВТМО до 200–300 °С уменьшает коробление рессорной полосы, которое сравнимо с короблением при обычной прокатке. Не ухудшается также и чистота поверхности полосы. Охлаждение высокоуглеродистых сталей в заводских условиях до более низких температур ведет к образованию трещин.

Рессорные полосы имели сечение 90×9, 90×10, 90×12 мм. Установлено, что прочностные характеристики сталей, подвергнутых ВТМО, снижаются, а пластические — несколько увеличиваются с повышением температуры отпуска. Причем во всем интервале температур отпуска прочность стали 60С2 остается ниже, чем прочность дополнительно легированных сталей. Характер изменения прочностных свойств сталей, подвергнутых

ВТМО на Чусовском металлургическом заводе и Волгоградском заводе “Красный Октябрь” [161], одинаковый. Близки и абсолютные значения механических свойств.

Из сталей, подвергнутых ВТМО на Чусовском металлургическом заводе, на Минском рессорном заводе изготавливали опытные партии рессор [161]. Рессорные полосы перед закалкой отпускали при 600–650 °С в течение 2,5 ч на твердость НВ 302–364. Последующие операции изготовления рессор соответствовали существующему на заводе технологическому процессу. Таким образом, технологическая схема упрочнения рессорных полос включала в себя обработку на “наследование”. Низкотемпературный отпуск (самоотпуск) осуществлялся в процессе проведения ВТМО на металлургическом заводе, а высокотемпературный (600–650 °С) — проводили перед операцией закалки и отпуска на рессорном заводе.

Изготовленные из термомеханически упрочненного проката с использованием обработки на “наследование” рессоры (на Минском рессорном заводе) и пружины (на Белорецком заводе тракторных рессор и пружин) без изменения действующей на заводах технологии термической обработки показали более высокие эксплуатационные свойства по сравнению с серийными. Комплекты рессор из термомеханически упрочненного проката стали 55ХГР, установленные на грузовых автомобилях ЗИЛ, при ходовых испытаниях показали повышенную (на 25 %) долговечность.

Проведены статические и динамические испытания опытных рессор из стали 50ХГА для автомобиля “Москвич”, показавшие их преимущество по таким оценочным критериям, как стрела прогиба под контрольной нагрузкой, жесткость. Стендовая долговечность термомеханически упрочненных рессор возросла в среднем на 45 %.

Пружины опрокидывания кабин грузовых автомобилей МАЗ-500 и “Колхида” и пружины передней подвески легковых автомобилей ГАЗ-24, изготовленные из проката стали 60С2Ф, после ВТМО, проведенной на заводе “Красный Октябрь”, обнаружили семикратный выигрыш в стойкости [112]. Стендовые и дорожные испытания пружин опрокидывания автомобиля МАЗ показали, что пружины, изготовленные после ВТМО по схеме обработки на “наследование”, имели в три раза меньшую остаточную деформацию по сравнению с пружинами, изготовленными по серийной технологии. Аналогичные результаты получены при стендовых испытаниях на циклическую прочность пружин передней подвески легковых автомобилей.

В работе [161] термомеханически упрочняли прокат из стали 65Г. Установлено, что ВТМО с деформацией 20–30 % и отпуском при 200–400 °С повышает износостойкость стали на 28–53 %. Полевые испытания подтвердили результаты лабораторных исследований.

В процессе проведения работ по использованию термомеханически упрочненного проката для упругих элементов автомобилей была выявлена возможность реализации прямого эффекта ВТМО путем применения скоростного электроконтактного нагрева термомеханически упрочненного проката до 600–650 °С с последующей навивкой. Это позволяет исключить повторную закалку пружин, упростить и удешевить технологический процесс их изготовления. При промышленном опробовании этого метода на Кутаисском автозаводе им. С. Орджоникидзе получены положительные результаты [112].

Для создания высокопрочного бурового инструмента на стане 300 Московского завода “Серп и молот” было проведено промышленное опробование ВТМО штанг диаметром 22 мм из воздушно-закаливающихся сталей 55С2Х и 55С2М [156]. Температура деформации составляла 1150–880 °С, степень обжатия при дробной деформации между последними клетями 25 %, охлаждение на воздухе (НRC 54–56). После ВТМО проводили отпуск при 450 °С 1 ч. В результате промышленных испытаний установлено, что средняя стойкость штанг после ВТМО в 5–6 раз выше стойкости штанг, упрочненных обычными методами, из сталей 30ХГСФА и ШХ15.

Промышленное опробование ВТМО с распадом деформированного аустенита в условиях, близких к изотермическим (ВТМИЗО), на установке Никопольского Южнотрубного завода, предназначенной для упрочнения труб нефтяного сортамента, показало возможность повышения их прочности на 2–3 категории и замены стали 38ХНМ экономно-легированной сталью 36Г2С. При промысловых испытаниях установлено, что масса колонны с упрочненными трубами может быть уменьшена на 20–30 % [156].

Промышленное опробование ВТМИЗО рессорной полосы 6×45 мм с параболической кромкой было проведено на заводе “Днепроспецсталь” в потоке стана 325 на специально сконструированной установке. Стендовые испытания рессорных комплектов показали, что при ВТМИЗО число циклов до разрушения 150 тысяч, тогда как серийные рессорные комплекты разрушаются после 100 тысяч циклов [112].

В условиях Златоустовского завода помимо коррозионностойких сталей упрочняли конструкционные стали 30ХГСН2А и 40Х2Н2ВА. В результате при том же уровне прочности, что и после

ОТО, достигаются более высокие показатели пластичности (δ , ψ) и КСУ, а также циклической прочности при знакопеременном изгибе [162].

В условиях завода “Днепроспецсталь” на специальной установке стана 325 производили ускоренное охлаждение в режиме ВТМО прутков $\varnothing 22$ мм из высокоуглеродистых сталей с последующим высоким отпусканием для стали 50 и сфероидизирующим отжигом для сталей типа ШХ15, 12Х1, 13Х. После волочения и рекристаллизационного отжига прутки использовали для изготовления опытных партий пальцев с закалкой на автоматических линиях ТВЧ. По данным стендовых испытаний износостойкость пальцев, изготовленных из высокоуглеродистых сталей, возросла в 1,5–2,0 раза по сравнению с серийными из сталей 65Г и 50. Профессор О.И. Шаврин и другие [163] для Ижевского металлургического завода разработали оборудование и технологию производства калиброванной термомеханически упрочненной стали с точностью по геометрическим размерам не ниже холоднокалиброванной. Отработаны режимы ВТМО на сталях 38ХС, 30ХГСА, 30ХГСН2А, 38ХС40ХВА, 60С2А. В ряде случаев использование в качестве заготовки полуфабрикатов повышенной точности с ВТМО позволяет устранить операцию термообработки на машиностроительных заводах. Испытания деталей типа “пальцев” траков из стали 38ХС показали двух-трехкратное преимущество проката с ВТМО при стендовых испытаниях при знакопеременном и симметричном изгибах [164]. В результате ВТМО долговечность торсионов из стали 60С2 возросла в пять раз, эксплуатационная стойкость прокатных валков из стали 9Х увеличилась в 3,5 раза [112].

В лаборатории термомеханической обработки Московского института стали и сплавов под руководством профессора М.Л. Бернштейна был выполнен цикл работ по ВТМО сортового проката из сталей 38ХС, 30ХГСА, 30ХГСН2А, 55С2 и 40 на специальной установке в линии сортопрокатного стана 325 завода “Красный Октябрь” [112]. Из стали 38ХС упрочняли прутки диаметром 17–22 мм, из стали 30ХГСА — пустотелые прутки диаметром 26–28 мм, из стали 30ХГСН2А — с отверстием 20 мм, являющиеся заготовками для изготовления пустотелых и сплошных осей, работающих в сложных условиях. ВТМО также подвергали шестигранник 25 мм с отверстием 7 мм (“буровая сталь”) из стали 55С2, предназначенный для изготовления буровых штанг в горнодобывающей промышленности, и прутки диаметром 19 и 22 мм из стали 40, предназначенные для изготовления нефтеносных штанг. Эксплуатационная

стойкость штанг, изготовленных из проката с ВТМО, возросла в 2–3 раза по сравнению с изготовленными по обычной технологии. Оси из проката сталей 38ХС, 30ХГСА, 30ХГСН2А, подвергнутых ВТМО, обнаружили долговечность, в 3–4 раза превосходящую стойкость деталей, обработанных по серийной технологии. Испытания штанг из стали 40 с ВТМО и последующим отпуском при 500 °С в течение 2 ч проводили на скважинах с тяжелыми условиями при воздействии острокоррозионной среды (сероводородные пластовые воды) и высоких напряжений. Результаты свидетельствуют о том, что штанги из стали 40 с ВТМО имеют в среднем такие же показатели, как и штанги из стали 20НМ, легированной дефицитным никелем и молибденом. Е.А. Шур [165] с соавторами считает целесообразным использовать ВТМО или ее разновидности для упрочнения железнодорожных рельсов. Данные проведенных работ показывают повышение контактной выносливости в среднем на 15 %, что позволяет прогнозировать увеличение ресурса работы рельсов примерно на 30 %.

Практика термомеханического упрочнения за рубежом свидетельствует о возрастании роли ТМО в повышении прочности стальных заготовок [166]. Одним из простейших примеров использования ТМО является способ производства высокопрочных стальных полос из низколегированных сталей, разработанный фирмой “Jones and Laughlin Steel Corporation” [167]. Низколегированные малоуглеродистые дешевые стали используют, не подвергая их термической обработке. Структурными составляющими стали являются феррит и перлит. Прочность их можно повысить, увеличив содержание углерода или легирующих добавок. Однако вязкость стали и пластичность при этом уменьшаются. Известно, что одновременно повышаются прочность и вязкость стали при измельчении зерна, а такую структуру можно получить при заданной скорости охлаждения с температур аустенизации в области распада, где образуются феррит и перлит. В результате увеличения скорости охлаждения с 1 до 35 °С/с зерно значительно уменьшается. Дополнительно уменьшить конечную величину зерна можно, уменьшив исходное аустенитное зерно.

Применение ТМО позволяет получить требуемую микроструктуру. Для охлаждения с максимальной скоростью использовали специальную охлаждающую систему, в которой более эффективный теплообмен обеспечивается за счет закалки струей воды вместо душирования. Охлаждающая система смещена к выходу из чистовой клетки стана. Таким образом, сокращается пауза между окончанием деформации и закалкой. Рекристаллизация (и особенно рост) зерен

аустенита при таком охлаждении подавляется. В результате получают металл с очень мелким аустенитным зерном.

При последующем превращении структура представляет собой смесь мелкозернистого феррита и перлита с размером зерен по шкале ASTM 13 по сравнению с 10 при обычной термообработке. Предел текучести возрастает с 343 (ОТО) до 420 МПа (ТМО), временное сопротивление — с 411 до 511 МПа, при этом относительное удлинение снижается с 30 до 25 %. Температура хрупко-вязкого перехода по результатам испытаний на образцах Шарпи снижается с -6 до -34 °С. Этот вариант ТМО является по существу контролируемой прокаткой, поскольку продуктами распада являются феррит и перлит, а не мартенсит. Полосы из такого металла легко свертываются в рулон, разрезаются, свариваются, отличаются хорошей штампуемостью. Основными изделиями из полосовой высокопрочной низколегированной стали являются различные резервуары и трубопроводы [167].

Длительные эксперименты по использованию ТМО для улучшения свойств подшипников реактивных двигателей ведутся фирмой “Flight Propulsion Division of general Electric Co” (Огайо, США) под руководством Е.Н. Бамбергара [168]. Была выявлена возможность производства термомеханически обработанных подшипников с внутренним диаметром 35 мм. Так как у большинства подшипников разрушаются внутренние кольца, было решено изготавливать с помощью ТМО только шарики и внутренние кольца, а наружные кольца подвергать обычной термической обработке. Внутренние кольца получали из заготовки, отпрессованной со степенью деформации 80 %, прямым выдавливанием при температуре 642 °С, достигаемой охлаждением с температуры аустенитизации. Шарики вырезали твердосплавными резцами из заготовки диаметром 16 мм, также полученной выдавливанием со степенью деформации 80 %, и затем шлифовали до диаметра 11,2 мм. Собранные подшипники испытывали под высокой нагрузкой.

Стойкость подшипников, изготовленных с помощью ТМО, в девять раз превышала стойкость обычных подшипников той же твердости. Усталостные трещины на внутренних кольцах подшипников были перпендикулярны контактной поверхности качения.

В материаловедческой лаборатории ВВС США продолжали исследования с целью увеличения размеров подшипников, применяемых в двигателях военных самолетов. Были отобраны два подшипника: шариковый подшипник с массивной внутренней обоймой при диаметре отверстия 75 мм и шариковый подшипник с отверстием диаметром 210 мм, применяемый в больших веерообразных

двигателях внутреннего сгорания. Аналогично предыдущим исследованиям с помощью ТМО изготавливали только внутренние кольца и шарики. Подшипники испытывали на усталостную прочность. Долговечность подшипников меньшего размера в 3,5 раза превышала срок службы подшипников, изготовленных по стандартной технологии. Долговечность подшипников с диаметром отверстия 210 мм была меньше, чем стандартных. Отрицательное влияние на долговечность подшипников, по-видимому, оказали нежелательное направление деформации зерен на поверхности кольца и неоптимальная степень деформации поверхностных слоев кольца. С помощью ТМО были успешно изготовлены шариковые подшипники, оказавшиеся втрое дешевле и в 3,5–9 раз долговечнее подшипников, изготовленных по обычной технологии.

Неблагоприятными факторами при изготовлении подшипников с помощью ТМО являются: критическое время и необходимость контроля температуры процесса, образование трещин при больших обжатиях, износ инструментов и сравнительно высокая стоимость механической обработки.

ТМО нашла применение и при изготовлении брони. Так, фирма “Aeronutronic Division of Phylco Ford” разработала технологию производства двухслойной стали с применением ТМО при совместной прокатке стали и сплава Д6АС. Для достижения надежной металлической связи необходимо было зачистить контактные поверхности, сварить концы плит и затем провести сварку давлением — прокатку в вакууме при 1137 °С. ТМО плит проводили со степенью обжатия 60 % при 665–534 °С. Плиты закаливали с температуры конца прокатки и затем отпускали при 468–537 °С. Были получены бронеовые плиты толщиной 7,62 и 14,5 мм. Хотя прокаткой получали только плоские плиты, им можно было придавать любую форму при подогреве до температуры отпуска. Были изготовлены небольшие плиты (50,8×12,7×203,2 мм), но по разработанной технологии можно изготавливать плиты шириной 1,5 и длиной 30 м. Подобные плиты использовали в качестве бронеовой защиты ответственных деталей вертолета “Чиннок Ch-47a” [167]. При равной степени защиты поверхностная плотность составной плиты (масса плиты, отнесенная к ее площади) вдвое меньше, чем однослойной. В 1965–1970 гг. фирмы “Steel Corp.” и “Armco Steel Corp.” изготовили такие бронеовые плиты общей массой около 3500 т.

Так же как и в России, за рубежом используют ТМО для упрочнения рессор, поскольку не снижается потребность в легких, компактных и с более высоким сопротивлением усталости пружинных подвесках для грузовых автомобилей. Научно-исследовательской

лабораторией Форда [20] рекомендовано подвергать ТМО стали для рессор грузовиков. Целесообразность этого определяли исходя из того, что крупносерийное производство в сочетании со снижением стоимости материала за счет уменьшения массы изделия сведет к минимуму увеличение стоимости рессор, обусловленной применением ТМО.

В лабораторных условиях и при эксплуатации на грузовых автомобилях были проверены рессоры из сталей SAE1052 и 5050 [20], прокатанные при 1082 °С, аустенитизированные при 835 °С, подвергнутые ТМО при 835–725 °С, закаленные до комнатной температуры и отпущенные до твердости HRC 42–52. Проводили обширные исследования как отдельных рессорных листов толщиной 5,1–12,7 мм, так и готовых рессор. При испытаниях определяли предел усталости, степень деформации в процессе ТМО, толщину, химсостав стали, качество поверхностной обработки, влияние величины напряжений на усталость, механические свойства при растяжении и ударную вязкость. Как правило, в результате ТМО механические свойства сталей улучшались. Усталостная прочность стали SAE5150 оказалась в восемь раз больше, чем стали SAE5160, подвергнутой обычной обработке. Повышение усталостных свойств связывают с вытягиванием зерен аустенита в процессе ТМО. Трещины начинались на поверхности зерен и распространялись внутрь перпендикулярно поверхности рессоры до тех пор, пока они не затормаживались при встрече с вытянутым зерном. В дальнейшем трещины распространялись после повторения цикла. Этот тип разрушения характерен при изгибе, например при эксплуатации рессор. Полное разрушение неминуемо при наличии поверхностной трещины.

Было установлено, что рессорные листы после ТМО могут выдерживать еще 50 тысяч циклов нагружения до полного разрушения после появления трещины. Механическая (пескоструйная, дробеструйная и т. д.) обработка поверхности повышает усталостную прочность материала после ТМО, что связывают с удалением прилипшей оксидной пленки, в которой зарождаются во время деформации остроконечные трещины. После ТМО в поверхностных слоях заготовки возникают сжимающие напряжения, тогда как в поверхностных слоях материала после ОТО действуют растягивающие напряжения. Для стали после ОТО повышение чувствительности к надрезу соответствует твердости HRC 48, в то время как после ТМО соответствующий уровень твердости для порогового значения KCU соответствует HRC 50–52.

Результаты лабораторных и эксплуатационных (на автомобилях) испытаний стойкости рессор, изготовленных с применением

ТМО, были положительными (масса была уменьшена на 25 %, а количество рессор — на 40 %).

В условиях комбинированного полунепрерывного стана 350 ПО “Кировский завод” осуществляли внедрение упрочнения сортового проката с помощью ВТМО [117]. ВТМО подвергали прокат $\varnothing$ 31–34 мм из сталей 30ХГСН2А, 40Х. Заготовки, представляющие собой квадрат 100 мм, длиной 2,2–2,0 м нагревали в методической печи до температуры 1150–1200 °С с выдержкой в течение 2–3 ч. Прокатка производилась по обычной, принятой для всех сталей, калибровке валов. Прокат разрезали на летучих ножницах на длину 2,7–3,0 м. Готовые прутки поступали в закалочные ванны, заполненные проточной водой, где охлаждались не менее 90 с. Для регулирования температурного режима ВТМО было предусмотрено подстуживание раската на шлеппере перед клетью 7Г (см. рис. 3.1).

Учитывая, что для достижения наибольшего упрочнения проката необходимо максимально сократить длительность междеформационных пауз, передачу раската из клетки 7Г в клеть 8Г производили по обводному аппарату.

С целью определения оптимального режима ВТМО изучали влияние температуры конца прокатки и промежутка времени от конца прокатки до начала закалки на структуру и механические свойства. ВТМО осуществляли по режимам, указанным в табл. 3.10. Температуру контролировали после клетки 1Г, перед клетью 7Г и после клетки 10Г. Ввиду того, что понижение температуры прокатки в последних клетях (по сравнению с обычной горячей прокаткой) приводит к возрастанию нагрузок, в соответствии с известной методикой [97] и данными работы [48] провели расчет усилий прокатки для наиболее жесткого режима (см. табл. 3.10, режимы 1–3). Установлено, что максимальные усилия в клетях не превышают допустимые.

Таблица 3.10

Механические свойства стали 30ХГСН2А и 40Х после ВТМО и ОТО

Сталь	Температура в клетях 10Г	Время до закалки	Механические свойства				
			$\sigma_{0,2}$	σ_B	δ	ψ	КСУ
	°С	с	МПа		%		МДж/м ²
30ХГСН2А	880	15	1529	1863	12,3	54,1	0,78
	ОТО: 900 °С, 1 ч, вода, отпуск 200 °С, 4 ч, воздух		1481	1844	12,9	50,0	0,64
40Х	900	15	998	1136	14,6	57,4	0,93
	ОТО: 860 °С, 45 мин, масло, отпуск 500 °С, 1,5 ч, вода		890	1051	17,0	55,5	0,95

Механические свойства проката из конструкционных сталей также изменились в результате ВТМО. У стали 30ХГСН2А возросла ударная вязкость (на 22 %) и незначительно — прочностные свойства при сохранении пластических на том же уровне. У стали 40Х прочностные свойства возросли на 10 % при сохранении пластических и ударной вязкости почти на том же уровне.

Для деталей, работающих в условиях циклических напряжений и статической перегрузки, большую роль играют величины предела текучести и остаточных сжимающих напряжений, так как эффект упрочнения будет снижаться, если предел упругого сопротивления (алгебраическая сумма напряжений от внешней нагрузки и остаточных напряжений первого рода) превысит $\sigma_{0,2}$; чем устойчивее эффект поверхностного упрочнения, тем на более поздней стадии нагружения возникает трещина. Скорость роста трещины зависит от сопротивления хрупкому разрушению, пластичности и величины сжимающих напряжений, тормозящих раскрытие трещины.

Этим требованиям наилучшим образом отвечает сочетание ВТМО с последующим низким отпуском и холодного поверхностного пластического деформирования, которое обеспечивает высокие значения $\sigma_{0,2}$, сопротивление хрупкому разрушению и пластичность; кроме того, создаются высокие сжимающие остаточные напряжения в поверхностных слоях и по глубине слоя, и, как следствие, снижается скорость роста трещины, что в сумме обеспечивает повышение долговечности в 2–3 раза [164].

Применительно к пальцам траков гусениц длиной 575 мм, $\varnothing 30,5$ мм из стали 30ХГСН2А и определяли возможность дальнейшего повышения усталостной прочности этих деталей путем использования ВТМО в сочетании с ППД.

При стендовых испытаниях по знакопеременному асимметричному циклу на изгиб по режиму $P_{\min} = 20$ кН, $P_{\max} = 100$ кН, $n = 335$ циклов/мин, $\sigma_{\max} = 1450$ МПа (расстояние между опорами 370 мм) детали должны выдерживать без разрушения 150 тысяч циклов. Сравнительная оценка долговечности пальцев, подвергнутых закалке с низким отпуском (200 °С) без последующего ППД и с последующим ППД, свидетельствует о существенном преимуществе второго варианта: 120–160 тысяч циклов до разрушения против 40–90 тысяч циклов — в первом случае.

С целью выяснения причин разрушения деталей изучали состояние поверхности детали, проводили фрактографический и микрорентгеноспектральный анализ поверхности изломов. Пальцы, не выдержавшие заданного ресурса (150 тысяч циклов),

характеризуются наличием грубых дефектов поверхности типа борозчатого рельефа, рисок каверн, следов натира, возникших при обкатке роликом, дробеструйной очистки либо в процессе стендовых испытаний. У ряда образцов обнаружен обезуглероженный слой глубиной до 0,1 мм. При этом соответственно имеет место пониженная твердость поверхностного слоя (менее 5000 МПа) по данным испытаний на микротвердость. Усталостные трещины зарождаются у поверхности обычно на участках с наиболее резко выраженными дефектами (рис. 3.14).

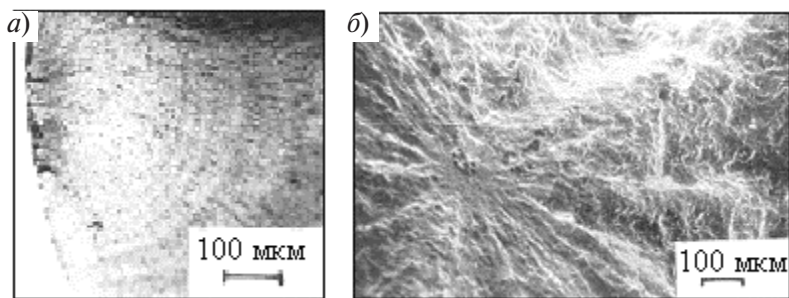


Рис. 3.14. Поверхность в зоне очага усталостного разрушения:
а — зарождение трещин с поверхности, $\times 7$; *б* — зарождение трещин на включении под поверхностью, $\times 100$

Детали, выдержавшие более 150 тысяч циклов, имеют гладкую, менее дефектную поверхность. Микротвердость поверхностного слоя составляет 5500–6600 МПа, что в $\approx 1,5$ раза выше твердости сердцевины. Трещины зарождаются или у поверхности, или в приповерхностном слое на глубине 1,5–2,5 мм. В последнем случае очагом разрушения чаще всего являются неметаллические включения, содержащие Al, Mg, Ca и в незначительном количестве Si и S (рис. 3.15).

При разрушении, начинающемся с поверхности детали, область медленного распространения усталостной трещины выражена на поверхности излома в виде светлой радиальной зоны, границы которой соответствуют переходу к быстрому разрушению (долому). Зависимости протяженности этой зоны от количества циклов обнаружить не удалось, что указывает на примерно одинаковую величину коэффициента интенсивности напряжений K_{Ic} . Длина зародышевой усталостной трещины примерно постоянная и составляет ≈ 1 мм.

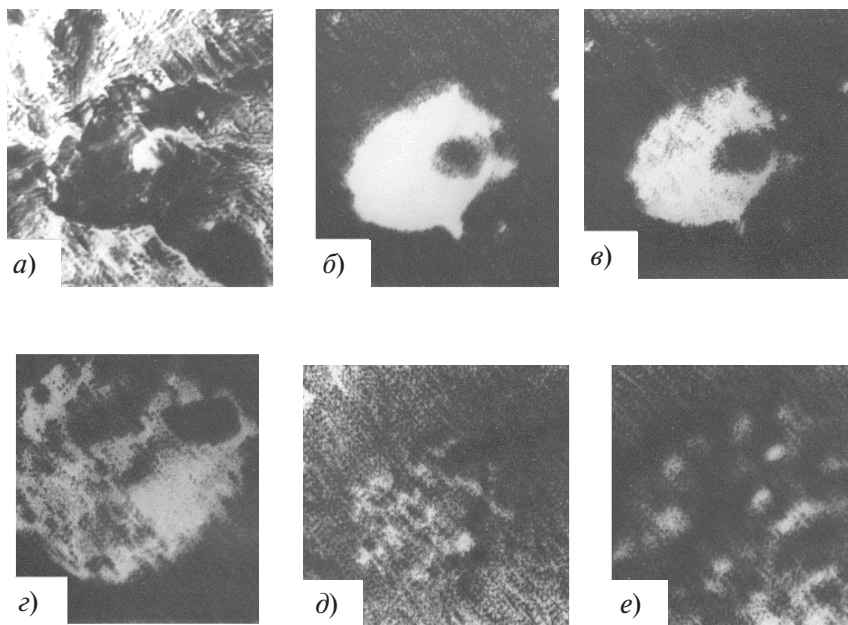


Рис. 3.15. Микрофотография включения (а) и распределение элементов: Al (б), Mg (в), Ca (г), Si (д), S (е)

При исследовании поверхности разрушенных деталей обнаружено образовавшееся при циклическом нагружении “фрагментирование”, сопровождающееся растрескиванием поверхности областей, примыкающих к излому (рис. 3.16).

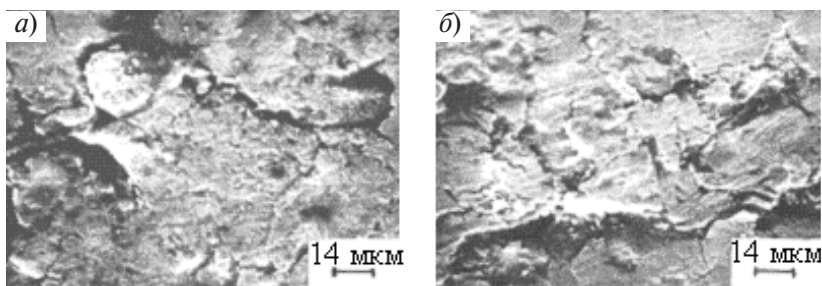


Рис. 3.16. “Фрагментация” поверхности деталей “пальцев”: а — в исходном состоянии; б — 58 140 циклов до разрушения, $\times 700$

Признаки “фрагментирования” обнаружены и на деталях, подвергнутых стендовым испытаниям (см. рис. 3.16), что можно связать с чрезмерно высокой степенью наклепа.

Высокий уровень сжимающих напряжений, созданных ППД, лишь частично определяет повышение усталостной долговечности, так как последняя в большей степени определяется также хрупкой прочностью, а структура низкоотпущенного мартенсита, как известно, не обеспечивает сопротивления хрупкому разрушению.

Теоретические и экспериментальные исследования, выполненные за последние годы, показали, что вязкость разрушения у стали с низкоотпущенным мартенситом возрастает в результате высокотемпературной термомеханической обработки. В связи с этим рассмотрена возможность дальнейшего повышения усталостной долговечности путем использования заготовок проката с ВТМО и последующего упрочнения ППД обкаткой роликами. ВТМО круглого проката диаметром 31 мм осуществляли в условиях действующего прокатного стана. Нагрев заготовок под прокатку осуществляли до температуры аустенизации 940–950 °С (сечение 125 мм), температура конца прокатки 850–880 °С, промежуток времени от конца прокатки до начала закалки 20–40 с. Данный режим, к сожалению, не позволяет полностью реализовать потенциальные возможности ВТМО, так как у стали успевает пройти стадия первичной рекристаллизации и образуется равномерная мелкозернистая структура, которая и обуславливает в конкретном случае эффект ВТМО. Отпуск закаленных в режиме ВТМО прутков проката проводили при температурах 200 ± 20 °С.

По данным металлографического анализа в результате ВТМО получается мартенсит более дисперсный, соответствующий баллу 2,5 по шкале ГОСТ 8233, а после обычной термообработки размер игл мартенсита больше и структура соответствует баллу 5. Это хорошо согласуется с данными по рекристаллизации аустенита в процессе ВТМО. Мартенситное превращение претерпевают мелкие зерна рекристаллизованного аустенита, в то время как при обычном нагреве под закалку размер зерен аустенита больше. Результаты стандартных механических испытаний свидетельствуют об определенном повышении величины ударной вязкости КСЧ в результате ВТМО при сравнительно одинаковом уровне прочностных (σ_B и $\sigma_{0,2}$) и пластических (δ , ψ) характеристик (табл. 3.11).

Таблица 3.11

Механические свойства проката из стали 30ХГСН2А после ВТМО и ОТО

Вид обработки	$\sigma_{0,2}$	σ_B	δ	ψ	КСУ	HRC
	МПа		%		МДж/м ²	
ОТО	1450–1550	1700–1800	11–12	50–57	0,55–0,65	46–50
ВТМО	1500–1570	1700–1850	11,5–13,0	51–57	0,7–1,0	48–51

Изготовление деталей предусматривало шлифование прутков до диаметра 30 мм, при этом поверхность соответствовала классу чистоты 6–7.

Последующей операцией, предназначенной для повышения циклической долговечности являлось холодное поверхностное пластическое деформирование. ППД производили накаткой роликами диаметром 60 мм из стали Р6М5 при HRC 60 на токарно-винторезных станках. При этом усилие составляло 8 кН, подача 0,25 мм/об, скорость 315 об/мин.

Образцы, изготовленные из детали, подвергали рентгеноструктурному анализу с целью оценки напряжений второго рода.

Уровень искажений кристаллической решетки определяли на установке “Дрон-1,5” в железном излучении по величине физического уширения линии 220. Для выяснения глубины деформированного слоя съемку производили послойно через каждые 0,2 мм от поверхности. Снятие слоя производили электролитически в составе электролита 440 мл H_3PO_4 + 60 г CrO_3 при токе 6–7 А. Зависимость физического уширения линии β_{220} от глубины упрочненного слоя приведена на рис. 3.17.

Уровень микронапряжений на поверхности при использовании металла с ВТМО ниже, чем у детали, изготовленной из проката, подвергнутого ОТО, причем градиент изменения величины микронапряжений от поверхности вглубь детали также меньше в первом случае. Это в определенной степени обеспечивает большую трещиностойкость детали, изготовленной из проката с ВТМО.

Результаты стендовых испытаний свидетельствуют о большом преимуществе деталей, изготовленных из термически упрочненных заготовок.

Если детали, изготовленные по технологии, предусматривающей обычную закалку с низким отпускком и последующее ППД, выдерживают 120–160 тысяч циклов до разрушения, то применение ВТМО и ППД позволило повысить циклическую долговечность до 1 миллиона циклов, т. е. в 2–2,5 раза.

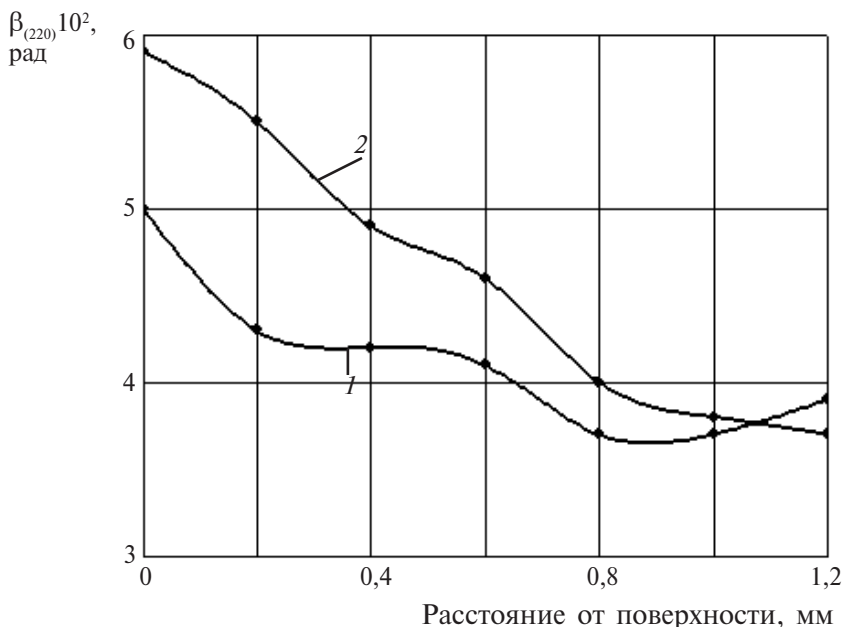


Рис. 3.17. Изменение физического уширения линии (220) по глубине упрочненного ППД слоя проката из стали 30ХГСН2А, подвергнутого ОТО(1) и ВТМО(2)

Таким образом установлено, что перспективной комбинацией методов пластического деформирования и термической обработки, позволяющей более полно использовать потенциальные возможности металла и резко повысить усталостную долговечность деталей, является сочетание высокотемпературной термомеханической обработки с последующим поверхностным пластическим деформированием.

Рассмотрим некоторые особенности термомеханического упрочнения специального профиля проката при деформации в режиме ВТМО. Исследование проводили на детали типа “скоба” (см. рис. 3.14). Заготовки этой детали обычно получают горячей штамповкой по следующей технологии. Исходную заготовку (прокат диаметром 65 мм из стали 38ХС) разрезают в нагретом виде прессножницами на мерные заготовки длиной 115–250 мм. Последние нагревают в камерной печи до 1260 °С, после чего деформируют на штамповочном молоте с массой падающих частей 1,5 т в такой последовательности: осадка до высоты 50 мм, осадка по образующей до высоты 60 мм и окончательная штамповка. Затем осуществляют горячую обрезку облоя на механическом прессе усилием

250 тс (2,5 МН) и нормализацию заготовок при 920 °С. После окончательной обработки резанием деталь подвергают специальной термической обработке.

Увеличение выпуска подобных деталей при работе по данной технологии влечет за собой значительный рост потребности в штамповой оснастке и перегрузку штамповочного оборудования. В процессе совершенствования технологии были разработаны режимы деформации, спроектированы валки и произведена прокатка опытной партии полос специального профиля (рис. 3.18) на стане с диаметром валков 400 мм. Детали, полученные из горячекатаного профильного проката с последующей термообработкой, были подвергнуты стендовым испытаниям, положительные результаты которых определили возможность внедрения предложенной технологии в серийное производство. Из сравнения заготовок по существующей (см. рис. 3.18, а) и предлагаемой (см. рис. 3.18, б) схемам видна целесообразность использования второго варианта, позволяющего уменьшить количество операций (на четыре, рис. 3.19, а).

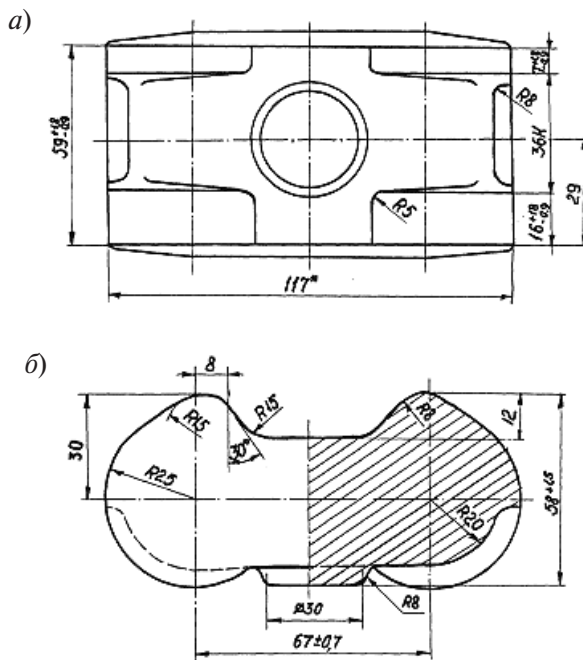


Рис. 3.18. Чертеж детали типа “скоба”:
а — штампованная заготовка; б — заготовкой является спецпрофиль проката

Штамповка	Прокатка	
Резка заготовок на пресс-ножницах	—	
Контроль размеров, качества среза	—	
Нагрев заготовок под штамповку	Нагрев заготовок под прокатку	
Осадка, разбивка по образующей	Прокатка	Прокатка с ВТМО
Штамповка окончательная	—	—
Обрезка облоя	—	—
Контроль размеров, качества поверхности		
Термическая обработка		
Зачистка заусенцев, дефектов и мест для клейма ОТК		
Контроль размеров, качества поверхностей, соответствия требованиям ТУ, чертежа и клеймение		

Рис. 3.19. Схема технологического маршрута получения заготовок детали типа “скоба” методом штамповки, прокатки и прокатки с ВТМО

Дополнительным резервом улучшения качества подобных изделий при одновременном снижении трудоемкости и себестоимости является применение ВТМО в технологическом цикле прокатки. В качестве заготовки для прокатки спецпрофиля в режиме ВТМО использовали сортовой прокат $\varnothing 105$ мм из стали 38ХС следующего химического состава, вес. %: С – 0,38; S – 1,23; Mn – 0,41; S – 0,023; P – 0,024; Cr – 1,35; Ni – 0,21.

Прокатку вели на прокатном стане 400 со скоростью 0,4 м/с за четыре прохода. Два первых прохода осуществляли после нагрева в электрической печи при 1000 °С с последующим охлаждением на воздухе, а после четвертого прохода через 20–25 с полосы спецпрофиля закаляли в полимерной жидкости ЗСП-1, имеющей закалочную способность более высокую, чем у масла.

Для определения влияния неравномерности деформации на структуру и свойства произвели оценку твердости в различных частях сечения спецпрофиля проката, закаленного в режиме ВТМО. Результаты измерения твердости приведены на рис. 3.20.

Как видно из полученных данных, изменение твердости по сечению исследуемого профиля не превышает 10–15 % при переходе от центра к периферии.

Далее заготовки разрезали на темплеты, которые подвергали отпуску при 200, 400, 600 и 700 °С с выдержкой при этих температурах 1,5 ч и последующим охлаждением в масле. На рис. 3.21 приведены кривые изменения твердости поверхностной зоны в зависимости от температуры отпуска.

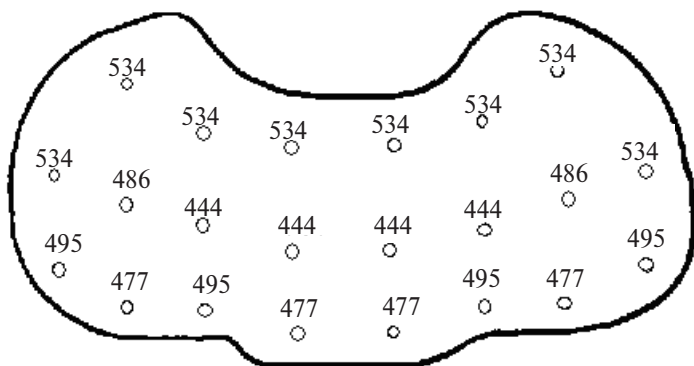


Рис. 3.20. Распределение твердости по сечению спецпрофиля проката, подвергнутого ВТМО

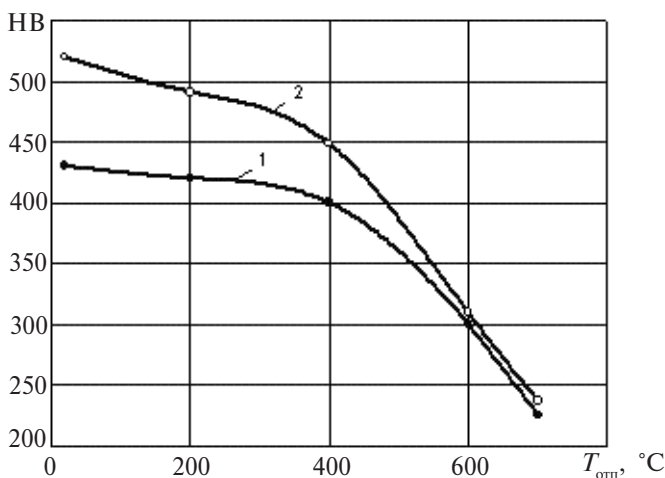


Рис. 3.21. Влияние температуры отпуска на твердость проката, подвергнутого ВТМО (2) и обычной термообработке (1)

ВТМО приводит к существенному повышению твердости по сравнению с обычной закалкой, причем отпуск в интервале низких температур (до 300 °C) не приводит к существенному разупрочнению стали. После 400 °C твердость заготовок резко снижается как для проката, подвергнутого обычной закалке, так и для проката с ВТМО. Температуру отпуска для данного типа заготовок выбирали исходя из требований, предъявляемых к заготовке,

заданного уровня механических свойств и приемлемой обрабатываемости. В нашем примере этим требованиям удовлетворяет температура 600 °С. Следует заметить, что высокий отпуск существенно снижает эффективность упрочнения в результате ВТМО (наилучшая реализация эффекта ВТМО в плане повышения конструктивной прочности наблюдается при низком отпуске), однако при этом обеспечиваются требуемая обрабатываемость и заданный уровень механических свойств.

Результаты механических испытаний образцов, вырезанных из проката и поковок, обработанных по разным режимам, приведены в табл. 3.12. Применение прокатки вместо штамповки (см. табл. 3.12) приводит после обычной термической обработки (ОТО) к повышению пластических свойств (δ — на 30 %) и ударной вязкости (КСУ — примерно на 40 %) при незначительном снижении прочности ($\sigma_{0,2}$ примерно на 10 %), остающихся в пределах требований ГОСТ 4543–71.

Таблица 3.12

**Механические свойства заготовок,
подвергнутых обычной термообработке и ВТМО**

Вид заготовки и обработки	σ_B	$\sigma_{0,2}$	δ	ψ	КСУ
	МПа		%		МДж/м ²
Поковка после ОТО ($T_{\text{зак}} = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{отп}} = 630\text{ }^{\circ}\text{C}$)	1046	883	14,1	57,9	0,89
Спецпрофиль проката после ОТО ($T_{\text{зак}} = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{отп}} = 630\text{ }^{\circ}\text{C}$)	1037	800	18,2	57,7	1,05
Спецпрофиль проката после ВТМО ($T_{\text{пр}} = 990\text{ }^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{зак}} = 980\text{ }^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{отп}} = 600\text{ }^{\circ}\text{C}$)	1033	920	16,4	58,2	0,94

ВТМО с последующим отпуском при 600 °С приводит к некоторому возрастанию прочностных свойств по сравнению с прокатом, подвергнутым ОТО; в частности, предел текучести возрастает приблизительно на 10 %, при этом пластические свойства и ударная вязкость практически не изменяются, оставаясь в пределах технических требований. Таким образом, ВТМО с отпуском при 600 °С дает возможность получить заданный комплекс свойств исследуемой стали без применения дополнительной закалки.

Экономическая целесообразность обоих вариантов очевидна. Расход металла на одну деталь при использовании штампованной заготовки составляет 3,26 кг. Использование специального профиля проката в качестве заготовки по сравнению со штамповкой не только уменьшает трудоемкость за счет сокращения количества операций технологического процесса (см. рис. 3.15), дает экономии штамповой оснастки, но и обеспечивает уменьшение нормы расхода металла до 2,3 кг на одну деталь.

3.5. Контролируемая прокатка

Традиционный способ повышения прочности стали заключается в увеличении содержания в ней углерода и, следовательно, доли перлита в ее составе. Однако при этом снижаются ее вязкость и пластичность, ухудшаются некоторые технологические свойства. Для микролегированных сталей механизмы упрочнения, кроме традиционных, связаны также с наличием небольших количеств химических элементов, образующих нитриды, карбиды и карбонитриды.

Низколегированные стали повышенной прочности, микролегированные вышеупомянутыми элементами, в первую очередь, ниобием, ванадием и титаном, наиболее часто используются в качестве материала при изготовлении сварных изделий ответственного назначения. Области применения их в народном хозяйстве весьма разнообразны и обширны: промышленное и гражданское строительство, мосто- и судостроение, транспортное, сельскохозяйственное и тяжелое машиностроение, строительство магистральных газо- и нефтепроводов и т. д. Широкое использование низкоуглеродистых сталей связано с тем, что при относительно небольшом содержании легирующих элементов они характеризуются лучшим, чем у малоуглеродистых сталей, комплексом свойств, благодаря чему уменьшается масса металлоконструкций и повышаются их надежность и долговечность.

Наиболее важными характеристиками низколегированных сталей являются повышенная прочность (предел текучести), высокие пластичность и вязкость при низких температурах, низкая переходная температура и высокая свариваемость. На рис. 3.22 схематично показан относительный вклад различных механизмов упрочнения в значение предела текучести и изменение переходной температуры.

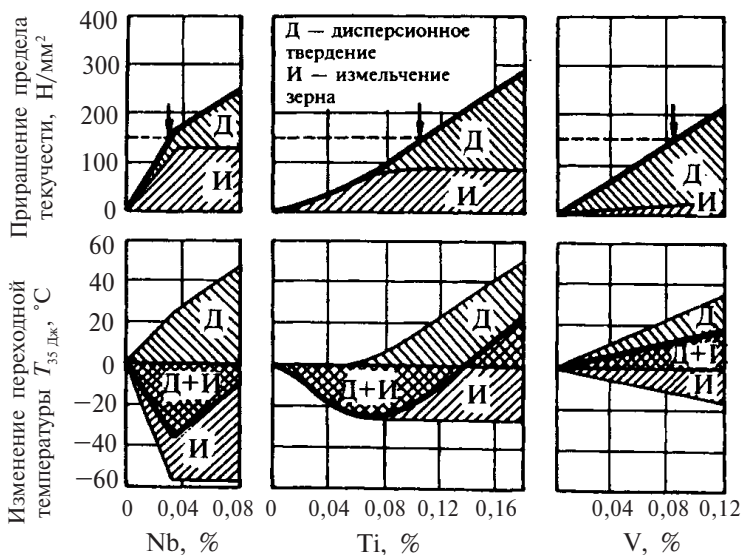


Рис. 3.22. Соотношение эффектов измельчения зерна и дисперсионного твердения при микролегировании стали Nb, V, Ti [55]

Видно, что при микролегировании ванадием основной вклад в упрочнение вносят дисперсные частицы, а зерно феррита измельчается мало. При микролегировании титаном эффект измельчения зерна несколько выше, и только при микролегировании ниобием основной вклад в упрочнение стали вносит зернограничный механизм. Следует, однако, заметить, что дисперсионное твердение в противоположность измельчению зерна наряду с упрочнением в большинстве случаев вызывает ухудшение сопротивления хрупкому разрушению, поэтому использование этого явления для современных низколегированных сталей ограничено.

Исследования показали, что пониженные низкотемпературные свойства (сопротивление хрупкому разрушению) низколегированных сталей с модифицирующими элементами (ниобием, ванадием) или без последних при реализации обычной горячей прокатки связаны, в первую очередь, с тем, что во время прокатки образуются сравнительно крупные аустенитные зерна, способствующие при полиморфном диффузионном превращении образованию грубых полигональных ферритных зерен или продуктов превращения в промежуточной области бейнитного типа. Применение контролируемой прокатки

позволило преодолеть этот недостаток горячекатаных низколегированных сталей. Микролегирование стали ниобием (см. рис. 3.22) сопровождается существенным снижением переходной температуры (на $\approx 35^\circ\text{C}$ при введении 0,03 % Nb), для титана при достижении того же уровня упрочнения этот эффект существенно слабее ($< 20^\circ\text{C}$), а при микролегировании ванадием наблюдается даже повышение переходной температуры (на $\approx 10^\circ\text{C}$) [55]. Последнее обстоятельство подчеркивалось выше.

Многочисленными исследованиями установлено, что уменьшение эффективного*** размера зерна является единственным способом повышения как прочности, так и вязкости стали (рис. 3.23). Технология контролируемой прокатки (КП) обеспечивает получение в низколегированной стали с модифицирующими элементами мелкого аустенитного зерна и, соответственно, мелкозернистой ферритно-перлитной структуры, а также дисперсионного твердения.

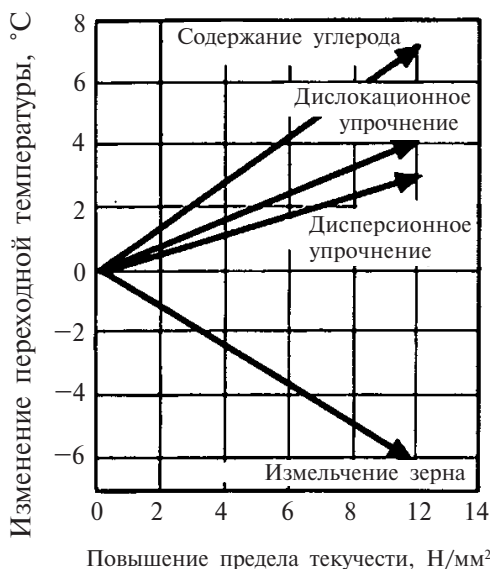


Рис. 3.23. Влияние различных механизмов упрочнения на переходную температуру хрупкого разрушения

***Под эффективным размером зерна подразумевается размер зерна или “фрагмента (субзерна)”, имеющих большеугловые границы (для фрагментированной структуры — деформационного происхождения).

В результате такой обработки можно на подобных сталях получить предел текучести 450–500 МПа при температуре хладноломкости до -80°C .

КП представляет собой высокотемпературную обработку низколегированной стали, заключающуюся в том, что нагрев под обработку давлением и режим обжатий до достижения температуры конца прокатки обеспечивают получение рекристаллизованного аустенитного зерна наименьшей величины. Обычно на заключительной стадии прокатки требуется применение достаточно интенсивных обжатий и обеспечение низкой температуры конца прокатки ($850\text{--}650^{\circ}\text{C}$) [55, 169]. Использование чрезмерно низких температур конца прокатки не рекомендуется из-за возможного чрезмерного наклепа образующегося феррита и неполной его рекристаллизации, что может сопровождаться повышением переходной температуры.

Имеется и такая интерпретация: КП — оптимизированный нагрев и деформация, обеспечивающие получение мелкого ферритного зерна в результате реализации двух механизмов, — через мелкие рекристаллизованные аустенитные зерна, образованные при горячей прокатке в интервале “средних” температур, и через деформацию аустенита ниже температуры рекристаллизации, усиливающую зарождение ферритных зерен. Целью контролируемой прокатки является достижение для низколегированной стали свойств, равноценных или превосходящих свойства нормализованного металла.

Контролируемую прокатку осуществляют на толстолистовых и сортовых станах. При КП листов большие обжатия производят преимущественно в области низких температур (ниже 800°C). Заканчивают прокатку при температурах до 700°C .

В зависимости от легирования и режимов прокатки по временному сопротивлению увеличение может составить по сравнению с нормализованным состоянием до 100 МПа, а по пределу текучести — до 150 МПа. Такое повышение прочностных свойств в стали, полученной методом КП, имеет большое значение, особенно при использовании ее в условиях, когда необходима высокая свариваемость в сочетании с высокими прочностными характеристиками. Контролируемая прокатка обеспечивает также высокую хладостойкость.

Установлено, что при одинаковых значениях предела текучести углеродный эквивалент сталей, подвергнутых контролируемой прокатке, ниже, чем у нормализованной стали. Это дает возможность разрабатывать высокопрочные низколегированные стали с пониженным углеродным эквивалентом. Для получения конструкционных

сталей с высокой свариваемостью (низким углеродным эквивалентом) необходимо обеспечить резкое измельчение ферритного зерна — применением контролируемой прокатки, уменьшение доли свободного азота — введением алюминия, некоторое упрочнение — выделенными частицами при микролегировании и существенное уменьшение содержания углерода.

Для осуществления контролируемой прокатки требуется сооружение специализированных прокатных станов, позволяющих выдерживать большие усилия прокатки при деформации с пониженной температурой.

Более детально металловедческие основы контролируемой прокатки, зависимость свойств стали от технологических параметров прокатки и другие особенности процесса изложены в монографиях [55, 169] и ряде других работ отечественных и зарубежных авторов [35, 40, 63, 170].

3.6. Трещиностойкость конструкционных сталей

Многочисленные исследования механических свойств сталей после ВТМО, выполненные в основном на гладких образцах, показали, что прежде всего эта обработка обеспечивает повышение прочности и пластичности машиностроительных сталей в условиях хрупкого (отрывного) разрушения. В частности, это убедительно демонстрируют результаты испытаний высокоуглеродистой стали 9ХС на сжатие, кручение и изгиб в зависимости от температуры отпуска. Особенно наглядно это подтверждают испытания на кручение высокоуглеродистых сталей, когда по виду излома и пороговому характеру предельного пластического сдвига можно четко установить переход от хрупкого к вязкому разрушению. С повышением жесткости нагружения при механических испытаниях эффективный с точки зрения влияния ВТМО диапазон температур отпуска расширяется. Вывод о преимущественном влиянии ВТМО на хрупкую прочность конструкционных сталей следует также из данных о влиянии ВТМО на прочность и пластичность одностипных сталей в зависимости от содержания в них углерода. Такая зависимость была изучена на углеродистых сталях 30, 40, 45, 60, У8А и У10А при кручении и изгибе (отпуск 100 °С) [111]. Повышенные по сравнению с контрольной закалкой (КЗ) прочность и пластичность сталей после ВТМО наблюдаются при высоких содержаниях углерода в области хрупких разрушений.

На основании изложенного можно предположить, что переход к испытаниям на образцах с трещинами благодаря кардинальному увеличению жесткости испытаний и росту степени трехосности напряженного состояния позволит расширить диапазон эффективного влияния ВТМО на низкоуглеродистые стали.

Рассмотрим известные данные, касающиеся влияния ВТМО на кратковременную трещиностойкость сталей. К числу первых работ, в которых было установлено благоприятное влияние ВТМО на трещиностойкость низко- и среднеуглеродистых сталей, следует отнести исследования, выполненные под руководством В.С. Ивановой и М.В. Приданцева. Было изучено влияние ВТМО на вязкость разрушения сталей 3, 14Г2, 35ГС. Для всех указанных сталей установлен экстремальный характер зависимости K_{Ic} от степени обжатия ϵ при ВТМО. С увеличением ϵ вязкость разрушения вначале возрастает, затем монотонно снижается. Максимальный уровень вязкости разрушения достигался при $\epsilon = 33\%$. (К сожалению, в работах не указана скорость деформации, что затрудняет анализ результатов эксперимента.) Прирост вязкости разрушения имеет место в широком диапазоне температур испытаний от комнатной до -196°C . Интересно, что для стали 35ГС, подвергнутой ВТМО и затем обработанной на отпускную хрупкость (отпуск 500°C , 24 ч; охлаждение с печью), уровень K_{Ic} такой же, как и для неохрупченной, $122\text{--}126\text{ кгс/мм}^{3/2}$. В то же время для охрупченной закаленной стали $K_{Ic} = 111\text{ кгс/мм}^{3/2}$. Таким образом, устранение в результате ВТМО отпускной хрупкости обусловлено, по крайней мере частично, улучшением сопротивления распространению трещины.

В работах А.П. Гуляева и К. Мазанца было установлено, что ВТМО в сочетании с вакуумной выплавкой способствует дальнейшему повышению пластичности и $КС_p$. Если в качестве нижней допустимой границы $КС_p$ принять $3\text{--}4\text{ кгс/см}^2$, тогда максимально реализуемая прочность после ВТМО составляет 2400 МПа по сравнению с 1800 МПа при обычной закалке. Благоприятное влияние ВТМО было выявлено для сталей с содержанием углерода не выше 0,4 %. В работе Гиспецкой и Мазанца [111] изучали влияние ВТМО на стали типа ХГСМ в интервале содержаний углерода 0,2–0,5 % после низкого отпуска при 100 и 200°C в течение 4 ч. Использование образцов значительных размеров позволило оценивать параметр K_{Ic} . Исследование сталей в низкоотпущенном состоянии показало, что ВТМО обеспечивает повышение K_{Ic} в значительном диапазоне высоких содержаний углерода, включая 0,5 %.

Вместе с тем для стали с самым низким содержанием углерода не обнаружено прироста вязкости разрушения по сравнению с полученным в условиях обычной закалки весьма высоким уровнем $K_{Ic} = 320 \text{ кгс/мм}^{3/2}$. Установлено также, что критический размер трещины возрастает в два раза.

Обширное исследование влияния ВТМО на трещиностойкость хромокремнистых сталей типа С2Х выполнено в работах М.Л. Бернштейна и С.П. Платовой [111]. Кроме K_{Ic} определили также K_{Ic} по результатам статических испытаний цилиндрических образцов с острым конструктивным надрезом. Такой разносторонний подход позволил авторам рассматривать вопрос о характере корреляционных зависимостей между различными показателями трещиностойкости высокопрочных сталей. Установлено, что ТМО значительно увеличивает K_{Ic} , причем в наибольшей мере — для сталей 20С2Х и 40С2Х (примерно в два раза). Для сталей 60С2Х и 80С2Х K_{Ic} возрастает незначительно и остается на весьма низком уровне. Переход к статическим испытаниям на образцах с кольцевым надрезом позволил обнаружить существенный прирост K_{Ic} и для стали 60С2Х. Весьма интересно проследить изменение K_{Ic} после ВТМО в условиях значительных последеформационных выдержек. Лишь при увеличении выдержки свыше 60 с начинается уменьшение параметра K_{Ic} , хотя его уровень сохраняется более высоким по сравнению с контрольной закалкой (КЗ) вплоть до выдержек 600 с.

Данные о влиянии ВТМО на сопротивление распространению трещины целесообразно рассматривать с позиций эффективности ВТМО при различных механических испытаниях сталей. Такой анализ был проведен О.Н. Романивом с сотрудниками [171] по методике Б.А. Дроздовского. Исследовали изменение работы разрушения в результате варьирования степени деформации при ВТМО как для образцов Менаже, так и для образцов с наведенными трещинами усталости. Эксперименты, проведенные на сталях 40ХС, 60ХС, 9ХС, 20ХНЗА и 37ХНЗА, показали существование двух типов зависимостей работы разрушения от степени обжатия при обработке с приростом работы (экстремальная кривая) и без прироста (горизонтальная линия). Установлено, что, независимо от того, оценивается ли полная работа разрушения образца Менаже или работа, затраченная на распространение трещины, ВТМО обеспечивает выигрыш в работе разрушения лишь в том случае, когда температура испытания находится ниже верхнего порога хладноломкости данного типа образцов. Из этого следует, что при низких температурах может проявляться эффект ВТМО, скрытый при комнатной температуре испытаний.

Прирост вязкости разрушения конструкционных сталей после ВТМО следует рассматривать как результат специфического наблюдения при мартенситном превращении тонкой структуры аустенита, образующегося при горячем деформировании.

Одним из главных факторов повышения трещиностойкости сталей после ВТМО является образование при обработке развитой полигональной субструктуры, которая лимитирует размер возникающих при хрупком разрушении трещин гриффитовского типа и способствует уменьшению при нагружении дислокационных скоплений у препятствий. Согласно М.Л. Бернштейну возникающие при полигонизации мало- и среднеугловые границы представляют собой полупроницаемые препятствия, вблизи которых возможна релаксация пиковых напряжений путем эстафетной передачи деформации в соседние объемы, что уменьшает опасность образования хрупкой трещины. Дополнительным фактором повышения хрупкой прочности сталей является диспергирование в результате ВТМО мартенсита и карбидной фазы. Повышение механических свойств низкоотпущенных сталей после ВТМО связано в значительной мере с устранением зернограницной хрупкости и, следовательно, может рассматриваться как результат ослабления при ВТМО приграничных динамических эффектов мартенситного превращения и появление специфической зубчатости границ.

Необходимо указать, что одним из следствий термомеханической обработки является анизотропия трещиностойкости сталей. В наибольшей мере она проявляется после ТМО с интенсивными обжатами у сталей с низкой чистотой по неметаллическим включениям. Росту анизотропии способствует также повышенное содержание некоторых легирующих элементов, в частности кремния и марганца. Самый высокий уровень вязкости разрушения достигается при распространении трещины поперек волокон, самый низкий — при движении трещины вдоль волокон по направлениям потенциального расслоения материала. Рост трещин в указанном неблагоприятном направлении связан с уменьшением работы распространения трещины ниже уровня, достигаемого при КЗ. При конструировании деталей из термомеханически упрочненных сталей необходимо стремиться к максимальному использованию эффекта анизотропии вязкости разрушения с учетом вероятного характера распространения в изделии трещин. Интересны некоторые отличия в структуре излома, связанные с распространением трещины в изотропном и анизотропном материалах. Если у изотропных материалов рост работы разрушения после ВТМО проявляется в увеличении в изломе боковых

сков, то у анизотропных повышение работы разрушения сопровождается образованием в изломе ступенек, параллельных линии концентратора. Такие ступеньки возникают в сжатой зоне образца в результате расслоения материала вдоль волокон. Расслоения интенсивно тормозят рост главной трещины, фронт которой направлен перпендикулярно плоскости расслоения.

Анизотропия трещиностойкости сталей не является неизбежным следствием ТМО и может быть устранена путем поэтапного деформирования в различных направлениях в условиях так называемой термомеханической обработки на изотропный материал.

Разработанные в конце 1970-х гг. способы ТМО, в которых горячая деформация сочетается с последующим превращением диффузионного типа (ВТМИзо и ВТМДО), обеспечивают по данным Л.И. Тушинского [171] возможность существенного повышения при таких обработках трещиностойкости эвтектоидной стали.

РЕСУРСОСБЕРЕГАЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ РАСКАТКИ КОЛЬЦЕВЫХ ЗАГОТОВОК

4.1. Оборудование для раскатки кольцевых заготовок

В современном машиностроении применяется большое количество деталей, изготавливаемых из кольцевых заготовок различных профилей и размеров. Наиболее прогрессивным и высокоэффективным способом получения кольцевых заготовок является раскатка их на специальных раскатных машинах — станах.

В процессе раскатки исходной полой заготовки происходит уменьшение толщины стенки заготовки и увеличение ее наружного и внутреннего диаметров до требуемых размеров. Ширина заготовки при этом увеличивается свободно либо, при использовании закрытых калибров или торцевых валков, до размеров, определяемых инструментом.

Различают открытый и закрытый способы раскатки [173] (рис. 4.1). Открытый способ раскатки характеризуется вращением наружного 1 и внутреннего 2 валков в различных направлениях и сближением их осей, за счет чего происходит деформирование заготовки 3.

Неравномерность уширения заготовки может быть исправлена применением торцевых валков, обжимающих кольцо по ширине и удерживающих его от смещения в калибре.

Раскатные валки могут иметь открытый и закрытые калибры. Раскатка в закрытых калибрах обеспечивает лучшее качество торцов обрабатываемых колец, но не исключает возможности образования заусенцев, утяжин и других дефектов, в связи с чем более эффективно применение торцевых валков, нагрев перед операцией горячей обработки давлением (обычно штамповки или раскатки), затем формирование полуфабриката в процессе деформации.

Далее заготовки подвергаются термообработке (как правило, улучшению), после которой производят механическую обработку с целью получения окончательной геометрии детали. При этом при закалке тонкостенных деталей во избежание коробления необходимо использовать закалочные прессы либо закалку производить в заготовках большого сечения, что влечет за собой в первом случае резкое повышение трудоемкости изготовления, а во втором — и снижение коэффициента использования металла (КИМ).

Во Всесоюзном научно-исследовательском технологическом институте (ВНИТИ, Санкт-Петербург) совместно с Санкт-Петербургским государственным политехническим университетом (СПбГПУ) были разработаны новые ресурсо- и энергосберегающие технологические процессы изготовления кольцевых заготовок методом радиально-торцевой раскатки с термомеханическим упрочнением [24, 25, 174, 175, 186].

Использование ротационной обработки при радиально-торцевой раскатке вследствие локального нагружения обеспечивает снижение усилий деформации, что в свою очередь позволяет осуществлять деформацию в достаточно широком интервале температур с достижением высокой точности получаемых полуфабрикатов. Возможность снижения температуры до температуры тепловой деформации создает предпосылки для реализации эффекта ТМО

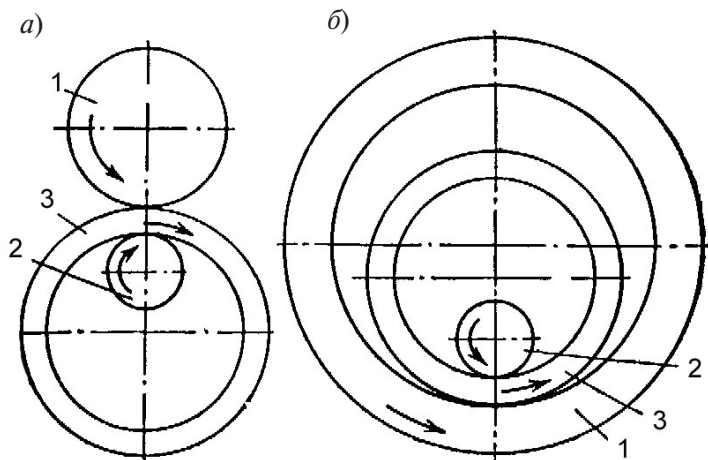


Рис. 4.1. Способы раскатки кольцевых заготовок:
а — открытый (*1* — наружный валок, *2* — внутренний валок, *3* — заготовка);
б — закрытый (*1* — матрица, *2* — внутренний валок, *3* — заготовка)

не только по схеме высокотемпературной термомеханической обработки (ВТМО), но и за счет регулирования структурообразования в режимах горяче-теплой деформации зачастую без применения последующего специального охлаждения.

На базе выполненных исследований было разработано, спроектировано и изготовлено специальное оборудование для горячей и горяче-теплой раскатки кольцевых заготовок в режимах ТМО. К подобному оборудованию относится робототехнический комплекс.

Закрытый способ раскатки (см. рис. 4.1, б) характеризуется вращением матрицы 1 и внутреннего вала 2 в одинаковом направлении и удалением их осей, в результате чего происходит раскатка заготовки 3 до наружного диаметра, равного внутреннему диаметру матрицы. К преимуществам этого способа относится устойчивое равновесие заготовки в процессе деформирования, поэтому исключается необходимость использования опорных роликов. Кроме того, за счет закатывания заготовки в матрицу наружный диаметр получаемых колец может быть обеспечен с высокой точностью. Однако большие усилия, требуемые для заполнения матрицы, ограничивают применение закрытого способа раскатки, так как практически не позволяют получать изделия больших размеров.

К существенным недостаткам этого способа, также ограничивающих его применение, относятся необходимость смены матриц при обработке изделий разных размеров и невозможность получения колец, профилированных по наружной поверхности.

Применение закрытого способа раскатки наиболее целесообразно для изготовления точных изделий небольших размеров со сложным профилем по внутренней поверхности, таких, например, как кольца подшипников качения.

В машиностроении широко используются различные кольцевые детали, отличающиеся размерами, формой и условиями эксплуатации. В частности, в ответственных узлах машин и механизмов (коробках перемены передач, редукторах и т. д.) применяется достаточно большое количество колец уголкового и Z-образного профиля сечения из конструкционных сталей диаметром свыше 150 мм. Традиционные методы их изготовления, такие, как штамповка, позволяют получить коэффициент использования металла (КИМ) на уровне 0,30–0,45, а горячая радиальная раскатка — на уровне 0,4. Обычная схема технологического процесса изготовления таких деталей предусматривает кольцевую раскатку в режимах ТМО.

Робототехнический комплекс (РТК) на базе стана КР-50 предназначен для раскатки в режимах ТМО кольцевых заготовок $\varnothing 400$ –700 мм (рис. 4.2).

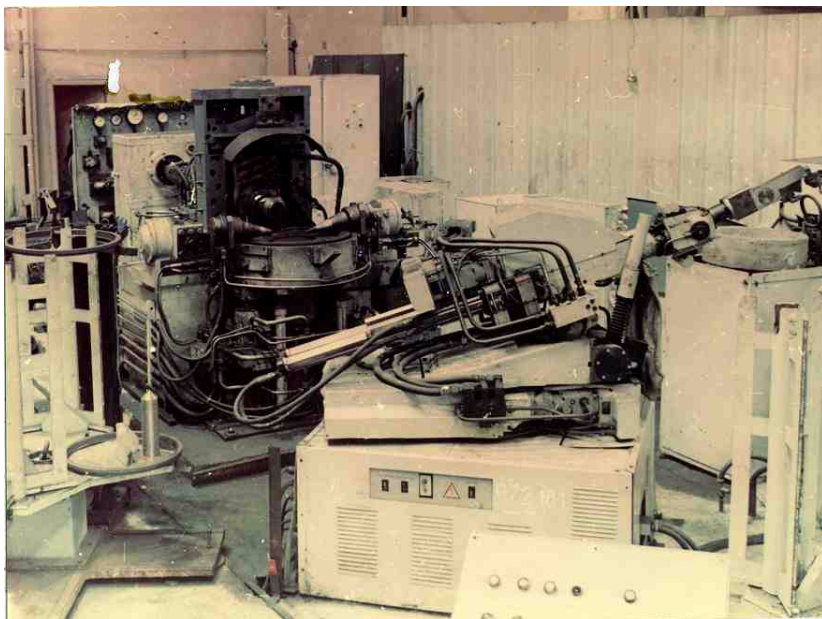


Рис. 4.2. Роботизированный комплекс на базе стана КР-50 для раскатки в режимах ТМО кольцевых заготовок

Раскатный стан КР-50 представляет собой модернизированный резбонакатный станок, работающий в автоматическом режиме. Привод стана электрогидравлический.

Индукционный двухсекционный нагреватель представляет собой модернизированную закалочную установку. Каждая секция нагревателя оснащена подъемником, который обеспечивает (в верхнем положении) возможность установки заготовки вне зоны индуктора и последующее перемещение заготовки в индуктор. По окончании нагрева подъемник выдает нагретую деталь из индуктора вверх для захвата роботом. Накопители обеспечивают хранение и выдачу (прием) заготовок (деталей) для нормальной выгрузки нагревателей и раскатного стана. Пульт управления РТК предназначен для управления комплексом и обеспечивает согласованную работу индукционного нагревателя, раскатного стана и накопителей.

Работа РТК возможна в двух режимах: наладочном и автоматическом. Режим наладки предназначен для проверки работоспособности и наладки технологического оборудования и промышленного робота.

Автоматический режим осуществляется по следующему циклу: заготовки из накопителя заготовок устанавливаются роботом попеременно в одну из секций индукционного нагревателя и после нагрева устанавливаются в раскатный стан. Во время раскатки заготовки робот поворачивается к накопителю заготовок, захватывает заготовку и устанавливает ее в ту секцию индукционного нагревателя, из которого была взята нагретая заготовка. После этого робот поворачивается к раскатному стану по окончании раскатки и спрейерного охлаждения в режиме ТМО, захватывает раскатанную заготовку и устанавливает ее в накопитель деталей. Затем робот поворачивается к другой секции индукционного нагревателя и после окончания нагрева захватывает нагретую заготовку, поворачивается к раскатному стану и устанавливает заготовку в рабочую зону стана.

Далее цикл работы стана повторяется. При взятии (установке) роботом деталей из накопителя (в накопитель) производится автоматический подъем (опускание) подъемника накопителя на одну деталь.

После выработки всей стопы заготовок в накопителе автоматически производятся опускание подъемника, поворот стола на 90° и подача подъемником стопы заготовок до уровня захвата роботом первой заготовки. При укладке всей стопы раскатанных заготовок в накопителе автоматически производятся поворот стола на 90° и подъем подъемника до уровня загрузки роботом раскатанной заготовки на валы подъемника.

Работа РТК осуществляется согласно циклограмме. Заготовки поступают на участок РТК с участка трубобезки в кассете и устанавливаются на стол накопителя. Раскатанные заготовки в кассете снимаются со стола накопителя и передаются на сдаточный участок для контроля твердости и соответствия размеров требованиям чертежа.

Другой разновидностью оборудования для раскатки колец является переналаживаемая автоматическая линия (ПАЛ) кольцераскатки в режимах ТМО [174].

С учетом опыта эксплуатации РТК на базе стана КР-50 для увеличения прочности и жесткости стана, а также расширения номенклатуры изготавливаемых деталей была спроектирована и изготовлена переналаживаемая автоматическая линия (ПАЛ) на основе кольцераскатного стана КР-70Б, предназначенная для изготовления кольцевых заготовок $\varnothing 400\text{--}700$ мм (рис. 4.3).

Схема расположения оборудования ПАЛ представлена на рис. 4.4. В состав ПАЛ входят: кольцераскатный стан-автомат КР-70Б 1, установка автоматическая для нагрева колец под раскатку 2. Стан КР-70Б включает в себя гидростанцию 3, пульт управления 4, спрейерное устройство 5.

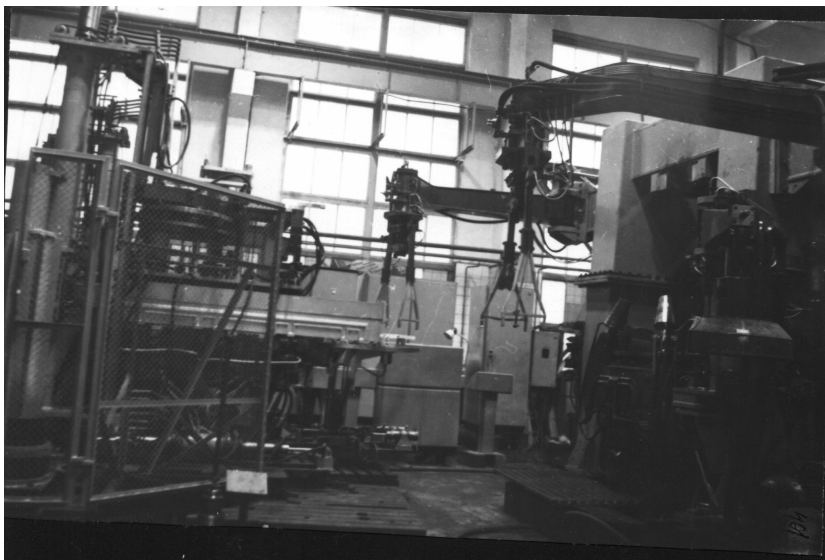


Рис. 4.3. Переналаживаемая автоматическая линия (ПАЛ) кольцеракатки на базе стана КР-70Б

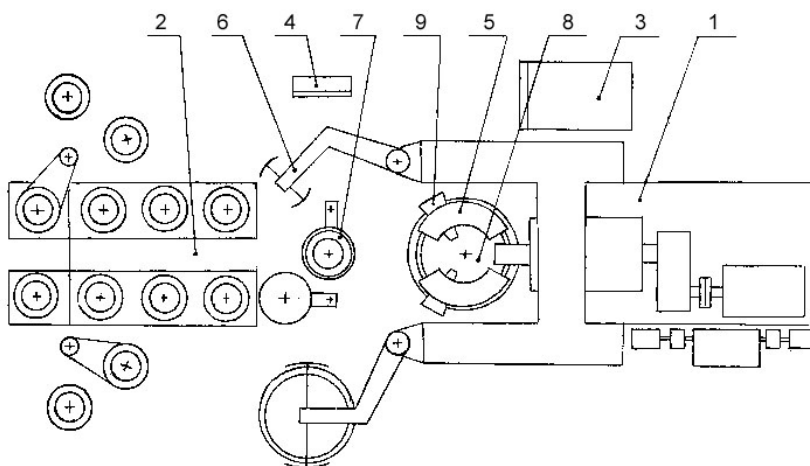


Рис. 4.4. Схема расположения оборудования переналаживаемой автоматической линии ПАЛ КР-70Б: 1 — кольцеракатный стан-автомат КР-70Б; 2 — установка автоматическая для нагрева колец; 3 — гидростанция; 4 — пульт управления; 5 — спейерное устройство; 6 — манипулятор загрузки; 7 — нагретая заготовка; 8 — матрица; 9 — поджимные ролики

Раскатка в режимах ТМО производится в следующей последовательности: манипулятор загрузки 6 с нагретой заготовкой 7 перемещается к матрице 8, опускает заготовку и уходит назад к нагревателю 2, включаются поджимные ролики 9, матрица поворачивается на заданный угол, валок вводится внутрь заготовки и осуществляется раскатка ее цилиндрической части, при необходимости — внутреннего фланца, затем матрица поворачивается и раскатывается наружный фланец. По завершении раскатки либо на последней стадии раскатки, осуществляемой в процессе непрерывного охлаждения на воздухе, подводится спрейерное устройство 5, и производится принудительное ускоренное охлаждение полуфабриката конечной конфигурации с регулируемой скоростью охлаждения. Спрейерное устройство позволяет реализовать режимы как высокотемпературной термомеханической обработки (ВТМО), так и термомеханической обработки с регулируемым промежуточным распадом в неизотермическом режиме. После завершения спрейерного охлаждения отводятся прижимные ролики 9 и рабочий валок. После этого заготовка выпрессовывается из матрицы и снимается манипулятором разгрузки.

Работа установки в автоматическом режиме осуществляется в следующей последовательности (для одного ручья установки):

- 1) установка краном кассет с кольцевыми заготовками на посты загрузки;

- 2) закрывание дверей ограждения зоны функционирования манипулятора;

- 3) нажатие на главном пульте управления установки кнопки “Пуск” (далее автоматически);

- 4) перемещение подвижного ярма с тележкой вниз;

- 5) захват манипулятором заготовки, установка ее на стол транспортера и возвращение захвата манипулятора в крайнее верхнее положение;

- 6) перемещение тележки транспортера в положение загрузки ее заготовкой;

- 7) перемещение подвижного ярма индуктора с тележкой вверх (вилки тележки снимают заготовку со стола транспортера) и далее к подставке индуктора);

- 8) перемещение тележки транспортера в положение выгрузки из нее заготовки;

- 9) перемещение подвижного ярма индуктора с тележкой вниз (заготовка с вилок тележки “сажается” на подставку индуктора и прижимается сверху центрирующими грузами, перемещающимися в подвижном ярме);

- 10) включение нагрева;
- 11) повторение пунктов 5, 6;
- 12) отключение нагрева по реле времени;
- 13) повторение пунктов 7–12 два раза;
- 14) повторение пунктов 7–11;
- 15) отключение нагрева по пирометру АПИР-С (при достижении температуры заготовки);
- 16) повторение пункта 7 (если кольцераскатный стан готов к принятию горячей заготовки);
- 17) повторение пункта 8;
- 18) повторение пункта 9 (в дополнение к изложенному окончательно нагретая заготовка устанавливается на стол разгрузки);
- 19) одновременное повторение пунктов 6, 10;
- 20) перемещение стола разгрузки с горячей заготовкой в зону захвата последней манипулятором кольцераскатного стана.

4.2. Технологические основы раскатки кольцевых заготовок

Описываемая технология, как было указано ранее, относится к числу ресурсо- и энергосберегающих. Получение точных заготовок кольцевых деталей с использованием вышеописанного оборудования требует соблюдения ряда технологических требований. Рассмотрим основные из них.

Геометрические размеры исходных заготовок должны обеспечить в процессе обработки деформацию с суммарной степенью не менее 50 %. Это требование диктуется необходимостью как формирования профиля заданной геометрии, так и обеспечения условий формирования структуры, требующих достаточной степени деформации для формирования фрагментированной структуры в горячедеформированном аустените. Площадь сечения исходных заготовок при использовании индукционного нагрева не должна изменяться по длине окружности более чем на 5 %, в противном случае возможны проблемы, связанные с обеспечением равномерности деформации по периметру, а соответственно и отличия в структуре. Исходные заготовки, как трубные, так и штампованные, должны соответствовать требованиям соответствующих ГОСТов, при этом отклонения геометрических размеров у поковок должны соответствовать первому классу точности. На поверхности исходных заготовок не должно быть дефектов в виде трещин, складок, закатов.

Допускается удаление дефектов поверхности путем вырубки, обточки, фрезерования, зачистки абразивным инструментом.

Готовые (после раскатки) кольцевые заготовки должны удовлетворять следующим требованиям. На поверхности заготовок не допускаются трещины, рванины, закаты и другие дефекты, выходящие за пределы половины величины фактического припуска на механическую обработку.

Нормы значений твердости, а при необходимости и уровня механических свойств, определяются требованиями конструкторской документации. Изложенные требования обеспечиваются подбором термомеханического режима деформации и условий последующего охлаждения как без применения принудительного охлаждения, так и с таковым посредством использования спрейерного устройства.

Рассмотрим требования к средствам технологического оснащения. Установки индукционного нагрева должны удовлетворять следующим требованиям: иметь в своем составе средства механизации и загрузки, перемещения в рабочей зоне и передачи нагретой заготовки на кольцераскатный стан; оснащены контрольно-измерительной аппаратурой, обеспечивающей контроль и регулирование температурных режимов в соответствии с требованиями технологических процессов.

Контроль и регулирование температуры должны быть автоматизированы и производиться с применением фотоэлектрических пирометров и автоматических регистрирующих потенциометров. Допускается применение других средств измерения, имеющих метрологические характеристики не ниже указанных.

Режимы нагрева заготовок определяются установленной мощностью оборудования и условиями производительности кольцераскатного стана. Для заготовок деталей типа “реборда” из стали 38ХС, 38ХА массой ≈ 10 кг время нагрева до температуры $\approx 1050^\circ\text{C}$ должно составлять ≈ 6 мин.

Кольцераскатные станы должны удовлетворять следующим требованиям: включать средства механизации, подачи заготовок в рабочую зону и их удаления после обработки. Технологический цикл раскатки должен быть автоматизирован с обеспечением условий регулировки обжатия и скорости вращения деформирующего инструмента (матрицы, вала). Режимы деформирования исходной заготовки должны помимо обеспечения точности заполнения матрицы обеспечивать формирование фрагментированной субструктуры. Так, для заготовки детали типа “реборда” скорость деформации должна соответствовать $1\text{--}10\text{ с}^{-1}$ при суммарном

обжатию не менее 50 %. Данное условие обеспечивается на стане КР-70Б путем использования скорости подачи вала ≈ 8 мм/с, скорости вращения вала ≈ 80 об/мин, скорости вращения матрицы ≈ 15 об/мин, при этом раскатка осуществляется за два прохода длительностью по 4 с каждый. Величина паузы между завершением горячей деформации и началом ускоренного охлаждения лимитируется сформировавшейся в результате горячей деформации структурой.

Спрейерная установка должна обеспечивать охлаждение заготовок с заданной скоростью, должна быть оснащена средствами контроля и регулирования температуры воды (либо другого хладагента). На установке должна быть предусмотрена возможность регулирования углов наклона и расстояний между соплами и поверхностью охлаждения. Технологический цикл должен быть автоматизирован.

Режим спрейерного охлаждения при ТМО определяют следующим образом. По кривым изотермического распада с учетом влияния деформации определяют критическую скорость закалки. Затем с помощью номограммы, построенной на основании экспериментальных данных, определяют величину расхода воды M , обеспечивающую заданную скорость охлаждения (рис. 4.5, а).

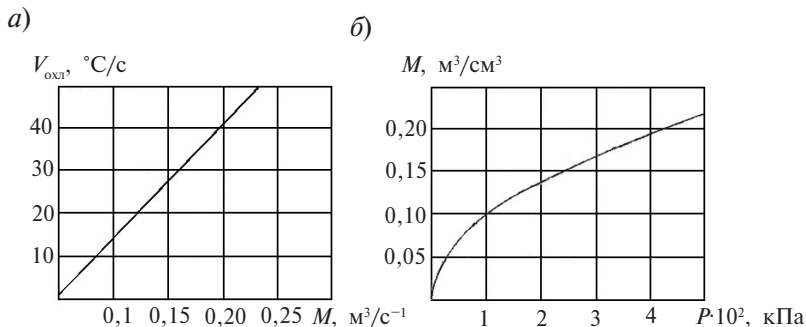


Рис. 4.5. Зависимость скорости охлаждения заготовок из конструкционных сталей сечением до 30 мм от расхода воды (а) и расхода воды от давления (б) в спрейере ПАЛ КР-70Б

Далее по графику $M(P)$ (рис. 4.5, б) определяют давление воды P в конкретном спрейере, определяющее в конечном итоге обеспечение заданной скорости охлаждения. Работа нагревательной установки кольцераскатного стана и спрейерной должна осуществляться в комплексе по единой циклограмме.

При реализации высокотемпературной термомеханической обработки (ВТМО) закаленные заготовки подвергают отпуску при температурах, обеспечивающих выполнение технологических требований. При реализации ТМО в режимах горяче-теплой раскатки с частичным распадом аустенита необходимость в отпуске, как правило, отпадает.

4.3. ВТМО кольцевых заготовок различного профиля из конструкционных сталей

ВТМО, как известно [16, 20, 111], предусматривает в результате пластической обработки получение структуры горячедеформированного аустенита, имеющего фрагментированную (в идеальном случае полигональную) субструктуру, которая наследуется образующимся при закалке мартенситом.

Рассмотрим некоторые особенности применения этой обработки при изготовлении кольцевых деталей методом раскатки. Термомеханическую обработку заготовок проводили в условиях РТК КР-50. Нагрев заготовок под раскатку осуществляли в двухвитковом кольцевом индукторе $\varnothing 450$ мм, затем заготовку деформировали профильным валком методом радиально-торцевой раскатки до запрессовки в матрице и после этого производили спрейерное охлаждение водой [175]. Схема раскатки в режимах ТМО представлена на рис. 4.6. Контроль температуры нагрева заготовок осуществлялся оптическим пирометром. Исследовали микроструктуру, твердость, механические свойства стали 38ХА после различных режимов термомеханической обработки.

Исследования структуры и твердости проводили на поперечных темплетах, вырезанных из раскатанных колец. Схема вырезки образцов для механических испытаний представлена на рис. 4.7. При выборе варьируемых параметров исходили из условий реализации процесса в конкретных условиях.

Технические данные стана (скорости вращения и подачи вала постоянны) определили величину частных обжатий $\varepsilon_i = 6\%$ ($\Delta h = 1,2$ мм) и скорость деформации $\dot{\varepsilon} = 1,4 \text{ с}^{-1}$. Пауза между проходами составляла $\tau = 3,6$ с, суммарная деформация $\varepsilon_{\Sigma} = 20\%$ ($\Delta h_{\Sigma} = 6$ мм). Расход охлаждающей жидкости (воды) поддерживался в пределах $(5-7)10^{-2} \text{ м}^3 \cdot \text{с} / \text{м}^2$, что обеспечивало охлаждение заготовок со скоростью $V_{\text{охл}} = 20 \text{ }^{\circ}\text{C} / \text{с}$. В процессе раскатки нагретую

заготовку обкатывали внутри матрицы до ее полного заполнения. Раскатка до заполнения матрицы сопряжена с интенсивным падением температуры заготовки, особенно в прилегающих к матрице областях. Задача оптимизации горячедеформированного состояния сводилась к получению фрагментированной аустенитной структуры на момент включения спрейера и подбору охлаждения, обеспечивающего протекание мартенситного превращения по всему сечению заготовки.

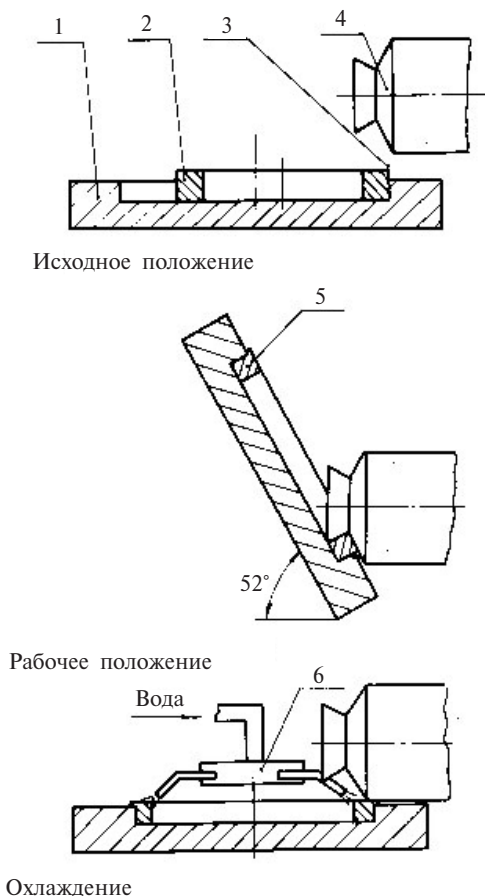


Рис. 4.6. Схема раскатки и охлаждения заготовок, подвергнутых ТМО в условиях РТК КР-50: 1 — матрица; 2 — исходная заготовка; 3 — ось поворота матрицы; 4 — валок; 5 — раскатанная заготовка; 6 — спрейер

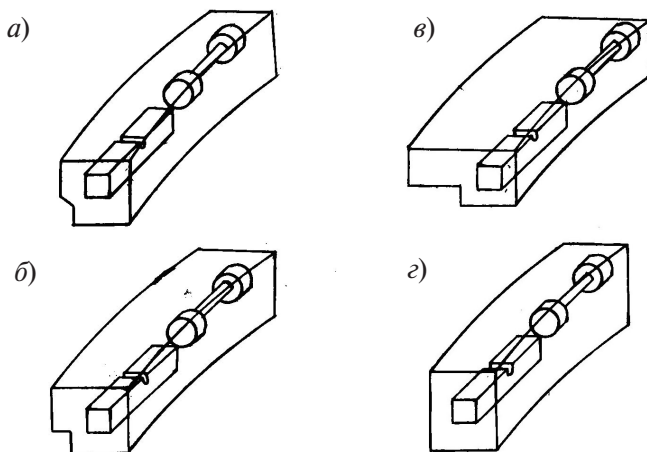


Рис. 4.7. Схема вырезки образцов для механических испытаний из деталей типа: “реборда” (а), “бустер” (б, в), “кольцо включения” (г)

Исходя из времени, необходимого для выполнения операций перемещения заготовки от нагревателя в стан и непосредственно раскатки, составляющего 85 с, скорости охлаждения заготовки в матрице ($\approx 3^\circ\text{C}/\text{с}$), температуры $A_{\text{гз}} = 750^\circ\text{C}$, определили минимальную температуру нагрева, которая составила $750 + 85 \cdot 3 \approx 1000^\circ\text{C}$. Учитывая невозможность варьирования такими факторами, как дробность и скорость деформации, ограничение по суммарной степени обжатия в связи с наличием заготовки одного типоразмера и заданными размерами полуфабриката после раскатки, изучали влияние таких факторов, как температура начала и конца деформации, давление воды в спрейерной установке и длительность охлаждения. Первые два параметра определяют формирование структуры в процессе деформации, последние — условия ее последеформационной эволюции.

Следует заметить, что первый этап исследований предусматривал изучение возможности получения заданного комплекса свойств на сталях 38ХС, 38ХА без применения принудительного охлаждения. В результате было показано, что при определенных, строго регламентированных параметрах у стали 38ХС получен заданный комплекс свойств за счет регулирования лишь температурного режима [77].

Структурные превращения у стали 38ХА качественно аналогичны превращениям в стали 38ХС, описанным в [175]. В табл. 4.1 приведены результаты механических испытаний заготовок детали типа “реборда” из стали 38ХА после различных режимов ТМО без последующего отпуска. Как следует из приведенных данных (см. табл. 4.1), заготовка, обработанная по режиму 7, удовлетворяет требованиям ГОСТ 4543–80 по механическим свойствам, предъявляемым к термоулучшенной стали 38ХС, из которой изготавливали серийные детали.

Структура этой заготовки представляет собой преимущественно сорбитообразный перлит с незначительным количеством свободного феррита. Заготовки, в структуре которых обнаружены твердые составляющие, не обеспечивают требуемый уровень пластических свойств и ударной вязкости, а заготовки, в структуре которых присутствуют мягкие составляющие — феррит в количестве более 15–20 % и пластинчатый перлит (см. табл. 4.1, режим 1), не обеспечивают заданного уровня прочности.

На основании результатов измерения твердости (см. табл. 4.1) установлено, что твердость в зоне наружной полки, являющейся рабочей частью детали, соответствовала требованиям конструкторской документации у заготовок, обработанных по режимам 3, 4, 7 (см. табл. 4.1). По результатам этого исследования для проведения раскатки заготовок детали типа “реборда” был рекомендован следующий режим: $T_{\text{нагр}} = 1030^\circ\text{C}$, $T_{\text{Д}}^{\text{H}} = 880^\circ\text{C}$, $T_{\text{охл}}^{\text{H}} = 710^\circ\text{C}$.

Для определения стабильности воспроизводимости выбранного режима ТМО и разработки технологического процесса была раскатана опытно-промышленная партия заготовок детали “реборда”. Указанная партия была раскатана в автоматическом режиме с контролем температурных и временных параметров раскатки. В результате установили, что длительность переходов на всех операциях была постоянной. Контроль качества детали “реборда” осуществляли по аналогичному режиму. Результаты испытаний также удовлетворяют требованиям конструкторской документации.

Для деталей “кольца включения” изучали влияние раскатки в режимах ВТМО с последующим отпуском на структуру и механические свойства. Условия и результаты исследований приведены в табл. 4.2. На рис. 4.8 приведены термокинетические кривые для основных режимов ВТМО и диаграмма изотермического распада аустенита.

Таблица 4.1
Механические свойства заготовок детали “реборда” из стали 38ХА, раскатанной в режимах ТМО

Номер режима	$T_{\text{нагр}}$	$T_{\text{деф}}^{\text{н}}$	$T_{\text{охл}}$	$T_{\text{деф}}^{\text{к}}$	$\tau_{\text{охл}}$	$\sigma_{\text{в}}$	$\sigma_{0,2}$	δ	ψ	KCU	НВ
		$^{\circ}\text{C}$		с		МПа	МПа	%		МДж/м ²	
1	1180	950	760	630	10	695	962	18,4	51,3	0,61	277–321
2	1200	1040	800	600	10	767	1037	13,9	34,6	0,38	302–352
3	1050	930	760	580	10	804	1095	13,5	31,4	0,42	302–321
4	1020	850	710	600	10	704	969	14,8	54,9	0,73	285–331
5	1090	960	770	600	20	740	990	17,3	56,9	0,61	293–375
6	1030	900	730	600	20	702	927	18,8	53,4	0,71	277–331
7	1030	880	710	600	20	775	997	15,3	59,8	0,75	302–321
8	ОТО: $T_{\text{зак}}=860^{\circ}\text{C}$, масло, $T_{\text{отп}}=550^{\circ}\text{C}$, масло										
9	Требования ГОСТ 4543–80 к стали 30ХС, требования КД к детали “реборда”										
						≥ 750	≥ 950	$\geq 12,0$	$\geq 50,0$	$\geq 0,7$	285–341

Примечания: 1) температуру поверхности заготовки измерения фотопирометром ФПП-6; 2) давление воды 140–160 кПа.

Таблица 4.2

**Твердость заготовок детали “кольцо включения” из стали 38ХА
после различных режимов раскатки с ВТМО**

Номер режима	Параметры процесса				Твердость в середине сечения НВ
	$T_{\text{нагр}}$	$T_{\text{деф}}^{\text{H}}$	$P_{\text{воды}}$	$\tau_{\text{охл}}$	
	°C		кПа	с	
1	1200	900	250	10	352
2	1200	960	150	10	302
3	1200	860	150	10	302
4	1200	850	250	10	375
5	1000	810	150	10	346
6	1000	800	250	10	346
7	1050	900	150	10	293
8	1000	860	250	10	429
9	1200	900	150	20	514
10	1000	900	150	20	480
11	1200	800	150	20	514
12	1080	900	250	20	341

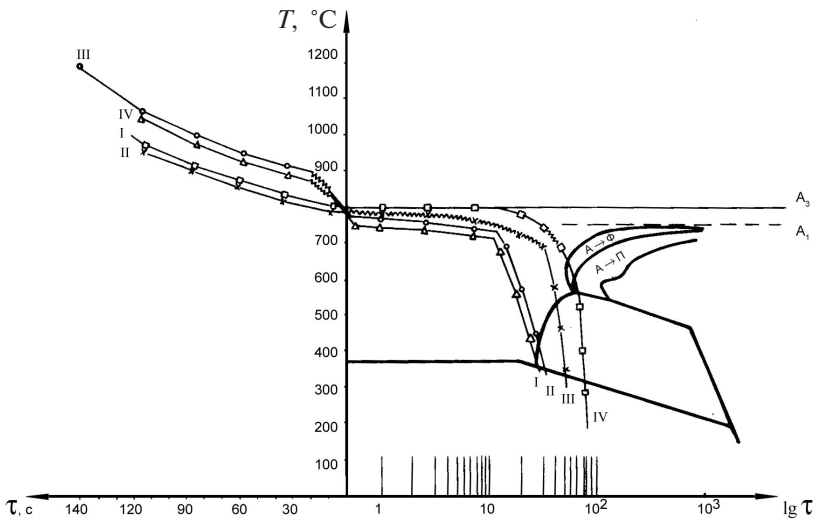


Рис. 4.8. Термокинетические кривые охлаждения заготовок детали “кольцо включения” из стали 38ХА, подвергнутых ТМО по режимам 6(I), 10(II), 9(III), 12(IV) (см. табл. 4.2)

С учетом возможного изменения структуры по сечению вследствие отличия скоростей охлаждения в различных частях заготовки микроструктуру изучали в трех точках по сечению заготовки. Снижение температурного интервала деформации, а соответственно и температуры начала охлаждения ниже критических точек приводит к неполной закалке горячедеформированной стали (рис. 4.9).

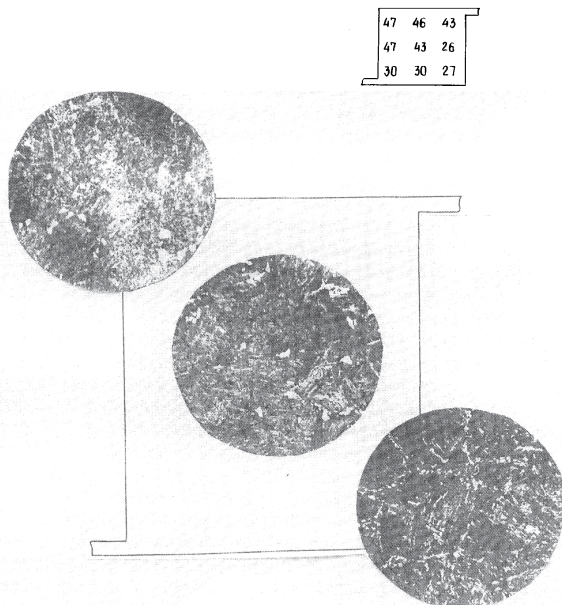


Рис. 4.9. Распределение твердости (HRC) и микроструктура ($\times 500:2$) по сечению заготовок из стали 38ХА, подвергнутых раскатке по режиму: $T_{\text{н}} = 1000^\circ\text{C}$, $T_{\text{д}} = 800^\circ\text{C}$, $P_{\text{воды}} = 250 \text{ кПа}$, $\tau_{\text{охл}} = 10 \text{ с}$

Кроме того, уменьшение скорости охлаждения в дальней от поверхности соприкосновения с охлаждающей средой части сечения до $V_{\text{охл}} < V_{\text{кр}}$, что имеет место при снижении давления воды и уменьшении длительности охлаждения, приводит к образованию феррита и троостита и, следовательно, к резкому снижению твердости. Наиболее высокая твердость поверхности в зоне соприкосновения заготовки с валком и охлаждающей средой обусловлена максимальной скоростью охлаждения в этой части сечения и влиянием деформации. Судя по микроструктуре, влияние деформации, которое заключается в увеличении степени дисперсности

структуры, наблюдается в слое глубиной 5–8 мм, т. е. наиболее упрочненной является работающая на истирание поверхность кольца. Зона заготовки, прилегающая к матрице и имеющая пониженную твердость, снимается при механической обработке. Наилучшими вариантами обработки, судя по микроструктуре и твердости, являются режимы 9, 10 (рис. 4.10, 4.11).

Однако по режиму 9 была получена структура крупноигльчатого мартенсита, что связано с высокой температурой нагрева (1200 °С). В то же время снижение температуры нагрева до 1000 °С приводит к появлению продуктов распада в зоне, прилегающей к матрице. С целью оптимизации структуры в дальнейшем нагрев производили до 1050–1080 °С, в результате чего во всем сечении была получена структура мелкоигльчатого мартенсита. В связи с этим отработку режимов отпуска проводили на заготовках колец, раскатанных по этому режиму. Твердость заготовки перед отпуском составляла HRC 50–52 (рис. 4.12).

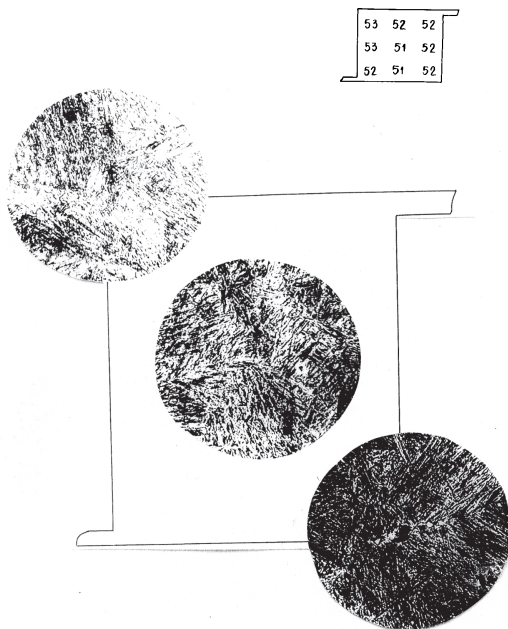


Рис. 4.10. Распределение твердости (HRC) и микроструктура ($\times 500:2$) по сечению заготовок из стали 38XA, подвергнутых раскатке по режиму. $T_{\text{н}} = 1200\text{ }^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{д}} = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$, $P_{\text{воды}} = 150\text{ кПа}$, $\tau_{\text{охл}} = 20\text{ с}$

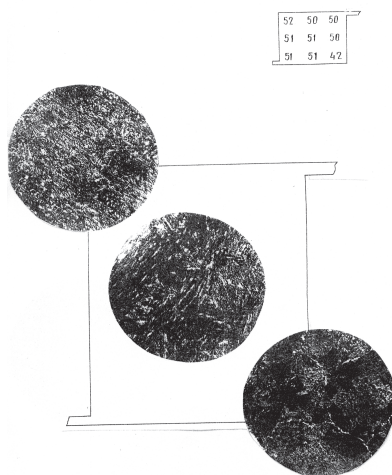


Рис. 4.11. Распределение твердости (HRC) и микроструктура ($\times 500:2$) по сечению заготовок из стали 38ХА, подвергнутых раскатке по режиму. $T_{\text{н}} = 1000\text{ }^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{д}} = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$, $P_{\text{воды}} = 150\text{ кПа}$, $\tau_{\text{охл}} = 20\text{ с}$

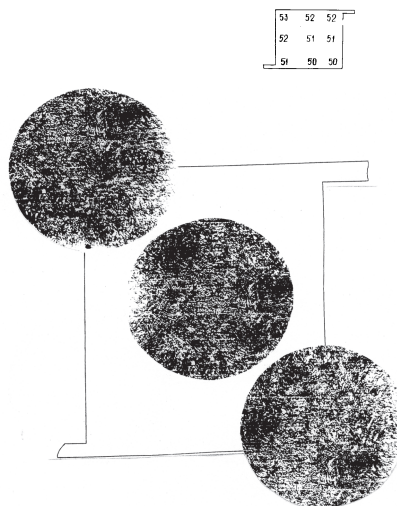


Рис. 4.12. Распределение твердости (HRC) и микроструктура ($\times 500:2$) по сечению заготовок из стали 38ХА, подвергнутых раскатке по режиму. $T_{\text{н}} = 1000\text{ }^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{д}} = 800\text{ }^{\circ}\text{C}$, $P_{\text{воды}} = 250\text{ кПа}$, $\tau_{\text{охл}} = 10\text{ с}$

На рис. 4.13 показано влияние температуры отпуска на твердость стали 38ХА после ВТМО. На основании этих данных для проведения опытно-промышленных исследований была выбрана температура отпуска $520 \pm 10^\circ\text{C}$.

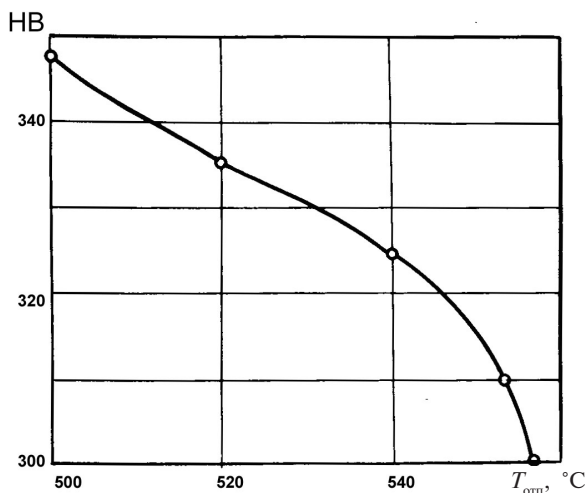


Рис. 4.13. Твердость заготовок из стали 38ХА после ВТМО в зависимости от температуры отпуска

По оптимальному режиму ($T_{\text{нагр}} = 1050\text{--}1080^\circ\text{C}$, $T_{\text{н}} = 900^\circ\text{C}$, $P = 150$ кПа, $\tau = 20$ с) была изготовлена опытная партия заготовок “колец включения” в количестве 50 штук. Твердость заготовок после закалки в режиме ВТМО составила 49–52 (НВ 429–514). Отпуск заготовок был проведен в шахтной печи при температуре $520 \pm 10^\circ\text{C}$ в течение 3 ч. Твердость заготовок после отпуска составила НВ 302–341, что соответствует требованиям чертежа (см. табл. 4.2).

Металлографический анализ свидетельствует об относительно высокой степени однородности структуры сорбита в различных частях по сечению заготовки (табл. 4.3).

Таблица 4.3

**Механические свойства кольцевых заготовок из сталей 38ХА и 38ХС
после ВТМО и обычной термообработки**

Режим обработки	$\sigma_{0,2}$	σ_B	δ	ψ	КСУ, МДж/м ²	НВ
	МПа		%			
Сталь 38ХА, ВТМО: $T_{\text{нагр}} = 1080\text{ }^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{деф}}^{\text{н}} = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$, $V_{\text{охл}} = 20\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 20\text{ с}$, $T_{\text{отп}} = 530\text{ }^{\circ}\text{C}$, 3 ч, масло	840	960	13,0	51	0,7	302–341
Сталь 38ХА, термоулуч- шение: $T_{\text{зак}} = 860\text{ }^{\circ}\text{C}$, масло, $T_{\text{отп}} = 550\text{ }^{\circ}\text{C}$, масло	800	950	12,0	50	0,7	277–293
Сталь 38ХС, поковка, термоулучшение: $T_{\text{зак}} = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$, 4 ч, масло, $T_{\text{отп}} = 680\text{ }^{\circ}\text{C}$, 5 ч, масло	750	950	13,5	53	—	285–341
Требования КД после обычной термической обработки к деталям “реборда”, “бустер”, “кольцо включения” НВ						245–341

Таким образом, можно сделать вывод, что ВТМО с последующим отпуском заготовок из стали 38ХА обеспечивает комплекс свойств на уровне требований КД, предъявляемых к стали 38ХС.

4.4. Термомеханическое упрочнение кольцевых заготовок в режиме горяче-теплой деформации

В однофазных материалах снижение температуры деформирования приводит к увеличению прочности, уменьшению пластичности и вязкости [16, 19, 141]. Это вызвано тем, что при понижении температуры замедляются процессы динамического возврата, формируются более напряженные структурные состояния, характеризующиеся повышенной плотностью дислокаций и наличием мощных источников внутренних напряжений. Последние увеличивают сопротивление сдвигам и усиливают склонность металла к образованию микротрещин.

В материалах, испытывающих фазовые превращения, кинетика упрочнения носит более сложный характер. Во-первых, пластическая деформация в высоко- и низкотемпературной фазах приводит к формированию в них различных структурных состояний, которые отличаются друг от друга как в силу температурных особенностей динамического возврата этих фаз, так и из-за разных механизмов пластической деформации и деформационного упрочнения. Во-вторых, после деформации высокотемпературной фазы в ходе последующего охлаждения происходит фазовое превращение, вызывающее дополнительный фазовый наклеп материала.

Указанные факторы неодинаково влияют на изменение прочностных и пластических свойств. В частности, они могут вызвать одновременное повышение как прочности, так и пластичности, или же, повышая прочность, понижать пластичность. Поэтому, варьируя температуру деформации в области температур фазовых превращений, формируют структурные состояния, придающие материалам различные сочетания прочности и пластичности. Особую актуальность это обстоятельство приобретает при использовании тех видов обработки металлов давлением, при которых температура конца деформации оказывается ниже температуры фазового превращения [55, 77].

В настоящем разделе приведены результаты исследований дефектной структуры стали 38ХС (табл. 4.4, режим 7), подвергнутой деформации при температурах выше и ниже $A_{\beta 3}$, а также обсуждение их с позиции современных представлений о прочности материалов со сложной многокомпонентной структурой.

Таблица 4.4

Механические свойства сталей 45, 40Х, 38ХА после горяче-теплой раскатки по различным режимам

Сталь	Режим обработки	T_a	T_d^H	T_d^K	$\sigma_{0,2}$	σ_B	δ	ψ	КСУ, МДж/м ²
		°С			МПа		%		
45	1	1000	880	660	500	730	12	62	0,8
	2	1000	795	645	540	800	10	56	0,8
	3	900	700	610	690	850	7	60	0,7
	4	900	795	665	500	700	12	60	0,7
40Х	5	1000	795	610	700	910	7	65	0,89
	6	1000	920	670	630	920	9	60	1,13
	7	900	750	640	740	910	7	65	1,1
	8	900	700	635	500	750	9	64	1,1
38ХА	9	950	900	600	700	930	7	66	0,7
	10	1090	960	600	710	980	10	57	0,72
	11	1030	880	600	690	950	15	60	0,76

Исходную заготовку толщиной 31 мм нагревали до 1000 °С и деформировали с суммарной степенью обжатия 50 % при частных проходах по 8–10 % со скоростью деформации $\dot{\epsilon} = 12,5 \text{ с}^{-1}$ методом раскатки по двум режимам, а именно в диапазоне температур: 1) 900–700 °С и 2) 800–600 °С. Деформацию по первому режиму осуществляли в аустенитной области при непрерывном охлаждении на воздухе, а по второму — сначала в аустенитной, а затем в области перлитного превращения (рис. 4.14). Для того чтобы выявить структурные особенности, обусловленные пластической деформацией, необходимо проанализировать структуру стали в недеформированном (исходном) состоянии после наиболее характерных режимов термообработки.

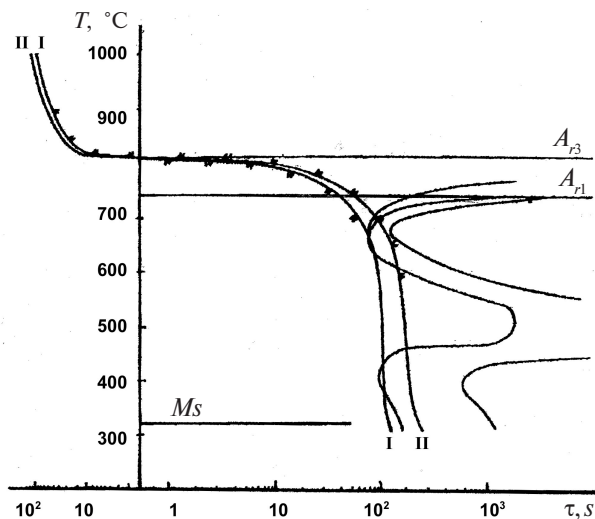


Рис. 4.14. Кривые охлаждения и деформации при раскатке стальных колец из стали 38ХС в неизотермических условиях с деформацией в диапазоне температур 900–700 °С (I) и 800–600 °С (II)

Исходная структура. После закалки в зависимости от скорости охлаждения сталь имеет мартенситную или бейнитную структуру. Типичная мартенситная структура этой стали представляет собой совокупность длинных, вытянутых, относительно широких (0,5–1,0 мкм) пластин и более тонких (0,1 мкм) слабаразориентированных реек (рис. 4.15, а), однородно заполненных дислокациями с высокой ($\rho \approx 10^{11} \text{ см}^{-2}$) плотностью.

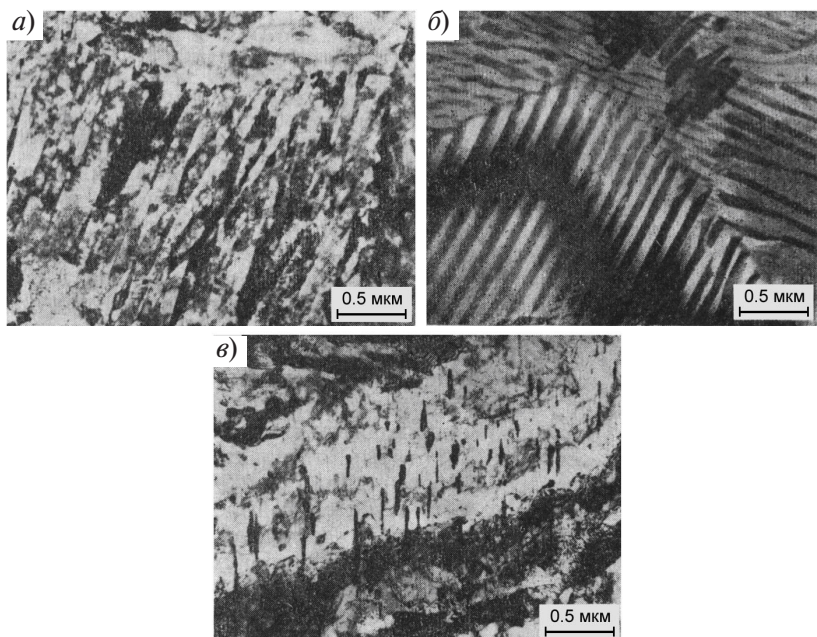


Рис. 4.15. Типичные структуры стали 38ХС в исходном (недеформированном) состоянии после различных обработок:
а — реечный мартенсит (закалка в воде); *б* — пластинчатый перлит (нормализация); *в* — нижний бейнит после высокого отпуска

С уменьшением скорости охлаждения возникают структуры нижнего и верхнего бейнита, для которых характерна высокая плотность дислокаций и соответствующее распределение пластинчатого цемента [176, 177]. При охлаждении на воздухе (нормализация) сталь 38ХС претерпевает фазовое превращение с образованием смеси феррита и грубопластинчатого перлита в соотношении 15: 85 %. Участки структурно-свободного феррита размерами до 12 мкм почти не содержат дислокаций ($\rho \approx 10^8 \text{ см}^{-2}$). Размеры перлитных колоний колеблются от нескольких единиц до десятков микрометров.

Часто в пределах одного перлитного участка наблюдается несколько по-разному ориентированных колоний (рис. 4.15, *б*). В термоулучшенном состоянии (закалка от 900 °С с охлаждением в масло и отпуск при 600 °С в течение 5 ч с последующим охлаждением в масло) сталь имеет структуру сорбита отпуска, которая возникает за счет полигонизации дислокаций в мартенситной или бейнитной

структуре и выделения однородно распределенных по объему дисперсных частиц карбидов типа M_7C_3 и M_3C (рис. 4.15, в). При этом плотность дислокаций составляет примерно 10^{10} см^{-2} .

Структура стали после деформации по режиму I

Высокотемпературная деформация аустенита приводит к возникновению в нем развитой фрагментированной структуры, представляющей собой совокупность разориентированных на углы в несколько градусов микрообъемов с поперечными размерами 1–2 мкм [19]. С увеличением степени деформации углы разориентировки возрастают и могут достигать 10° и более, а размеры фрагментов уменьшаются до 0,2–0,5 мкм. Часто в такой структуре наблюдаются оборванные дислокационные границы (частичные дисклинации) с углами разориентировки $1\text{--}2^\circ$, либо индивидуальные, либо сгруппированные в дипольные или более сложные мультипольные образования. При последующем охлаждении аустенит, имеющий такую наведенную деформацией структуру, претерпевает фазовое превращение.

В условиях нашего эксперимента превращение осуществлялось по мартенситно-бейнитной и частично перлитной реакциям. Все структуры, характерные для указанных реакций, отчетливо наследуют отличительные признаки фрагментированной структуры горячедеформированного аустенита. В мартенситно-бейнитной части (ее доля составляет примерно 70 %, табл. 4.5) это выражается в измельчении индивидуальных кристаллитов, а также в появлении поперечных границ, пересекающих более крупные кристаллиты, например колонии реек (рис. 4.16). Последний эффект описан в работах [177–179]. Он и свидетельствует о том, что растущие кристаллы мартенсита могут пересекать некоторые не слишком разориентированные границы фрагментов. В тех случаях, когда разориентировки фрагментов становятся большеугловыми, рост кристаллов мартенситной фазы прекращается, в результате чего возникает дисперсная мартенситно-бейнитная структура, обладающая повышенной по сравнению с закаленным состоянием прочностойкостью.

Другое следствие тормозящего влияния наследственных границ фрагментированной структуры заключается в увеличении доли остаточного аустенита (8 % по сравнению с 5 % в закаленном состоянии). Островки остаточного аустенита располагаются по границам мартенситно-бейнитных кристаллов.

Таблица 4.5

Механические свойства, объемная доля структурных составляющих и параметры решетки мартенсита в заготовках из стали 38ХС, подвергнутых обработке и деформации по различным режимам

Доля структурной составляющей и характеристика механических свойств	Нормализация, $T_H = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$	Закалка, $T_3 = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$	Деформация по режиму 1 ($T_d = 900\text{--}700\text{ }^{\circ}\text{C}$), режиму 2 ($800\text{--}600\text{ }^{\circ}\text{C}$)
$\eta_{м.б.}, \%$	—	95	72/10
$\eta_{ф.}, \%$	15	—	0/10
$\eta_{п.}, \%$	85	—	20/75
$\eta_{а.}, \%$	—	5	8/5
$\sigma_{0,2э}, \text{ МПа}$	654	1680	891/751
$\sigma_{0,2м}^I, \text{ МПа}$	—	—	1340/658,5
$\sigma_{0,2м}, \text{ МПа}$	—	—	1002
$\sigma_B, \text{ МПа}$	968	2021	1270/1050
$\delta, \%$	15,7	11,0	11,0/17,3
$\psi, \%$	59,4	38,4	33,2/65,9
КСУ, МДж/м ²	0,74	0,31	0,71/1,02

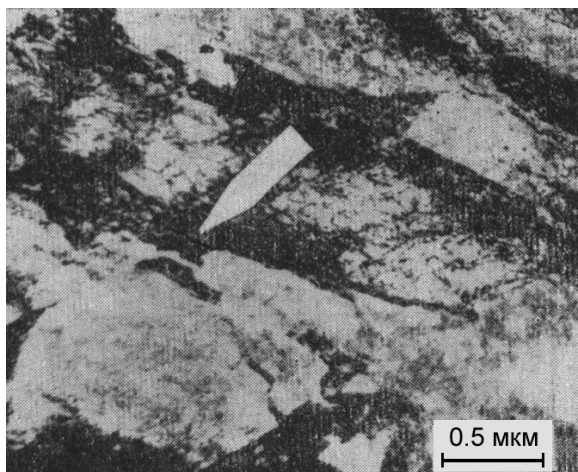


Рис. 4.16. Участки мартенситной структуры в стали 38ХС, продеформированной в интервале температур 900–700 °С, и рейка, пересекающая границу фрагмента, наследуемую из деформированного аустенита (отмечено стрелкой)

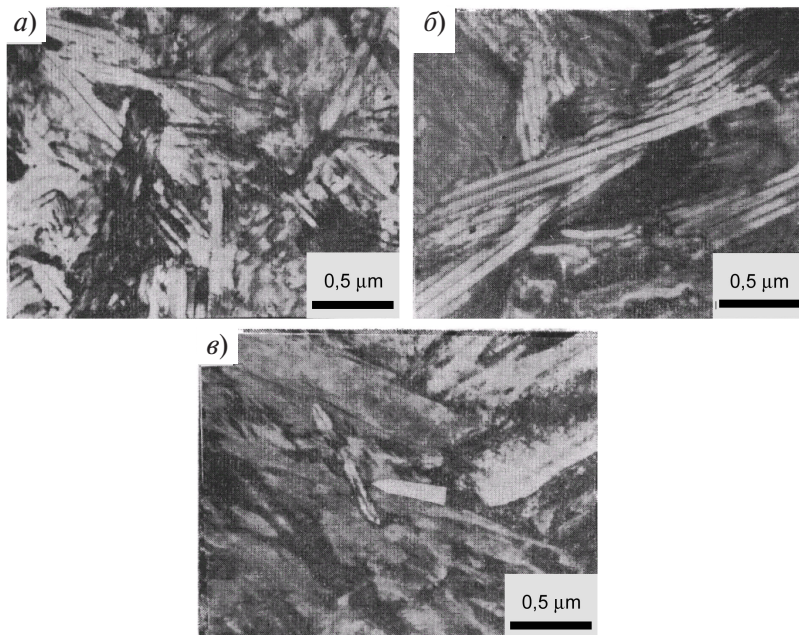


Рис. 4.17. Перлитные структуры в стали 38ХС, продеформированной в диапазоне температур 900–700°С: *а* — множественное зарождение перлитных колоний; *б* — слабоориентированные колонии; *в* — элементарный зародыш перлитной колонии (отмечено стрелкой) на фоне реечного мартенсита

Наследование структуры деформированного аустенита наблюдается и в структуре перлита (его доля составляет 20 %, см. табл. 4.5), образовавшегося при охлаждении стали, деформированной в аустенитной области. Прежде всего, об этом свидетельствует измельчение колоний перлита, которые, как правило, окружены мартенситно-бейнитной структурой. Часто такие колонии состоят из двух-трех пластин цементита (рис. 4.17, *а*). При этом их разориентировки изменяются в широких пределах и могут существенно отличаться от предписанных кристаллографическими соотношениями (рис. 4.17, *б*). Прямолинейная форма цементитных пластин внутри колоний свидетельствует о том, что их измельчение не связано с пластической деформацией и дроблением более крупных колоний.

Эффект измельчения перлитных колоний является следствием резкого возрастания количества центров зарождения перлита и малого времени пребывания стали в области перлитного превращения.

Об этом свидетельствует также то обстоятельство, что на фоне коло- ний реек часто встречаются элементарные зародыши перлита, со- держащие лишь одну пластину цементита (рис. 4.17, *в*). Указанные особенности структуры можно объяснить, если предположить, что местом образования зародышей перлита являются границы разори- ентированных фрагментов, которые в массовом количестве возни- кают при деформировании аустенита.

Структура стали после деформации по режиму 2

По режиму 2 происходит деформация как аустенита, так и образовавшихся в результате превращения структурно свободного феррита и перлита. Кроме того, часть не распавшегося по перлит- ной реакции аустенита (10 %, см. табл. 4.5) в ходе дальнейшего охлаждения испытывает превращение по мартенситно-бейнитной реакции. Все это придает весьма специфические черты структуре деформированного металла. Рассмотрим более подробно мартен- ситную и ферритно-перлитную составляющие структуры (рис. 4.18).

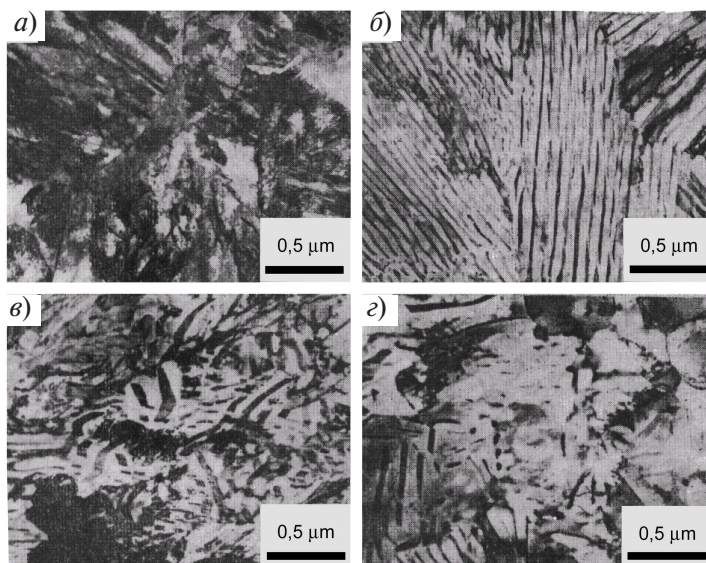


Рис. 4.18. Типичные структуры для стали 38ХС после деформации в интервале температур 800–600 °С: *а* — участок реечного мартенсита вблизи наследственной границы зерна; *б* — слабодеформированные колонии пластинчатого перлита; *в* — сильнодеформированные колонии перлита; *г* — сильнодеформированная ферритно-перлитная структура

На рис. 4.18, *а* представлен участок мартенситной структуры, сформировавшейся вблизи границы бывшего аустенитного зерна. Для него характерна еще большая степень дисперсности разориентирования кристаллов в стали, продеформированной по режиму 1. Увеличение дисперсности мартенсита объясняется усилением фрагментации аустенита при понижении температуры деформации [19].

Структура перлитных колоний сильно отличается от структуры, характерной как для исходного (после нормализации), так и для деформированного по режиму 1 состояния. По сравнению с нормализованным состоянием произошло измельчение колоний перлита, однако не столь существенное, как после деформации по режиму 1 (см. рис. 4.18, *б*). Участки перлита, так же как и в исходном состоянии, обычно состоят из множества колоний, разориентированных на углы, определяемые кристаллографическим соотношением, с поперечными размерами 1–2 мкм. Уменьшились размеры не только колоний, но и составляющих их пластинок цементита. Они стали намного дисперснее. В основном цементитные пластины, составляющие колонии, прямолинейны, но иногда встречаются участки с сильноизогнутыми пластинами (см. рис. 4.18, *в*). Это свидетельствует о том, что, как правило, в процессе обработки материала перлитные колонии слабо деформируются и лишь некоторые из них испытывают существенную пластическую деформацию. В основном формоизменение образцов происходит в результате пластической деформации аустенита (см. выше) и структурно-свободного доэвтектоидного феррита. О значительной пластической деформации последнего свидетельствует разориентированная субзеренная структура. Механизм образования такой структуры можно объяснить следующим образом. Деформация по режиму 2 начинается в аустенитной области вблизи точки A_{r3} и в основном протекает в интервале температур перлитного превращения. За время деформирования почти полностью осуществляется перлитное превращение. При этом деформируется и аустенит, и образующиеся из него продукты перлитного распада. Поскольку доэвтектоидный феррит образуется из деформированного аустенита посредством механизма нормального полиморфного превращения, трудно ожидать, что в образующемся феррите будет наследоваться структура деформированного аустенита. С другой стороны, при значительной высокотемпературной деформации образовавшегося феррита должно происходить формирование дисперсных разориентированных структур, в которых при последующем охлаждении происходят процессы полигонизации и совершенствования

границ. На рис. 4.18, з представлены все указанные выше признаки: измельченные перлитные колонии с сильно раздробленными цементитными пластинами, примыкающие к ним участки феррита имеют дисперсное разориентированное строение. Разориентированные на углы в несколько градусов микрообласти имеют размеры примерно 1 мкм, почти не содержат дислокаций, отделены друг от друга совершенными дислокационными границами, имеют разноосную, хорошо ограниченную форму. То, что деформация протекала именно в феррито-перлитной структуре, особенно хорошо видно на границах ферритной и перлитной областей, где можно наблюдать формирование разориентированных областей даже внутри перлитных участков.

Механические свойства. В табл. 4.5 представлены механические свойства стали 38ХС, подвергнутой различным режимам термической и пластической обработки. Наибольшее сопротивление пластической деформации оказывает мартенситно-бейнитная структура, образовавшаяся в процессе закалки стали, а наименьшее — структура крупнопластинчатого перлита, характерная для нормализованного состояния. Поэтому следует ожидать, что прочность стали после высокотемпературной пластической деформации будет тем выше, чем больше в ней мартенсита или бейнита. В качественном отношении это подтверждается на опыте, поскольку сталь, подвергнутая раскатке по режиму 1 и имеющая примерно 70 % мартенситно-бейнитной составляющей, обладает пределом текучести на 140 МПа большей, чем сталь, продеформированная по режиму 2 и содержащая в результате такой обработки 10 % мартенситно-бейнитной составляющей.

Чтобы провести количественное сопоставление, представим предел текучести стали, обладающей сложной структурой, в виде линейной суперпозиции величин предела текучести ее отдельных составляющих: мартенситно-бейнитной ($\sigma_{0,2}^{м,б}$), ферритной ($\sigma_{0,2}^ф$), перлитной ($\sigma_{0,2}^п$) и аустенитной ($\sigma_{0,2}^а$):

$$\sigma_{0,2} = \sigma_{м,б} \eta_{0,2}^{м,б} + \sigma_ф \eta_{0,2}^ф + \sigma_п \eta_{0,2}^п + \sigma_а \eta_{0,2}^а, \quad (4.1)$$

где $\eta_{м,б}$, $\eta_ф$, $\eta_п$, $\eta_а$ — объемные доли соответствующих составляющих, причем

$$\eta_{м,б} + \eta_ф + \eta_п + \eta_а = 1.$$

С помощью формулы (4.1) вычислим теоретические значения $\sigma_{0,2г}^1$ (режим 1) и $\sigma_{0,2г}^2$ (режим 2). Подставляя в (4.1) значения

предела текучести, полученного для мартенситно-бейнитной (закалка от 900 °С) и перлитной (нормализация от 900 °С) структур, и объемные доли для этих составляющих после обработки по режимам 1 и 2 (см. табл. 4.5) и пренебрегая несущественным вкладом в предел текучести стали от структурно-свободных феррита и аустенита, получим

$$\sigma_{0,2\Gamma}^1 = 0,72 \cdot 1680 + 0,2 \cdot 654 = 1340 \text{ МПа}; \quad (4.2)$$

$$\sigma_{0,2\Gamma}^2 = 0,1 \cdot 1680 + 0,75 \cdot 654 = 658,5 \text{ МПа}.$$

Такие теоретические оценки резко расходятся с имеющимися экспериментальными данными по пределам текучести $\sigma_{0,2\Gamma}^1$ и $\sigma_{0,2\Gamma}^2$. В первом случае вычисленный предел текучести оказывается значительно выше измеренного в опытах, а во втором — ниже его.

Причину расхождения для стали, обработанной по режиму 2, найти нетрудно. Во-первых, надо учесть парциальный вклад от феррита и аустенита. Это поднимает величину $\sigma_{0,2}^2$ примерно на 30–50 МПа. Кроме того, в качестве величины $\sigma_{0,2}^n$ было взято значение, типичное для крупнопластинчатого перлита, характерного для нормализованного состояния. Между тем, как было показано, в результате воздействия пластической деформации формируется перлит с меньшим размером колоний. Это приводит к увеличению парциального вклада перлита в предел текучести стали [180, 181].

Рассмотрим причины различия $\sigma_{0,2\Gamma}^1$ и $\sigma_{0,2\Gamma}^1$. Структура стали после обработки по режиму 1 более чем на 70 % состоит из мартенситно-бейнитной смеси. Примерно 20 % составляет перлит. Вклад менее прочных составляющих (феррит, аустенит) не превышает 10 %. Даже если он был бы вдвое больше, величина $\sigma_{0,2\Gamma}^1$, оцененная по (4.3), все равно существенно превосходила бы реальный предел текучести стали $\sigma_{0,2\Gamma}^1$. Поэтому, меняя в пределах экспериментальной погрешности ($\approx 5\%$) объемные доли различных структурных составляющих, не удастся согласовать между собой величины $\sigma_{0,2\Gamma}^1$ и $\sigma_{0,2\Gamma}^1$. Аномально высокое значение $\sigma_{0,2\Gamma}^1$ (1340 МПа, сравни с реальным 891 МПа) можно объяснить следующим образом. По-видимому, использованное в (4.2) значение предела текучести мартенсита $\sigma_{0,2}^{1м.б}$, которое было получено прямыми

измерениями на стали, испытавшей стандартную закалку, не отвечает пределу текучести мартенсита ($\sigma_{0,2}^{1м.б}$), сформировавшегося при охлаждении стали, предварительно продеформированной в аустенитной области. Чтобы согласовать теоретические и экспериментальные данные, необходимо предположить, что $\sigma_{0,2}^{1м.б} < \sigma_{0,2}^{м.б}$.

Дадим оценку величины $\sigma_{0,2}^{1м.б}$. Согласно [182, 183] предел текучести мартенсита можно представить в виде:

$$\sigma_{0,2}^{м.б} = \sigma_{0,2}^0 + \sigma_{0,2}^3 + \sigma_{0,2}^B + \sigma_{0,2}^D + \sigma_{0,2}^r + \sigma_{0,2}^\Phi,$$

где $\sigma_{0,2}^0$ — сопротивление сдвигу совершенной решетки железа; $\sigma_{0,2}^3$ — вклад твердорастворного упрочнения атомами замещения; $\sigma_{0,2}^B$ — упрочнение матрицы атомами внедрения (в данном случае углеродом, растворенным в кристаллической решетке); $\sigma_{0,2}^D$ — упрочнение матрицы однородно распределенными по кристаллу дислокациями; $\sigma_{0,2}^r$ — сопротивление сдвигу, оказываемое большеугловыми границами разориентации; $\sigma_{0,2}^\Phi$ — парциальный вклад в упрочнение от дисперсных выделений второй фазы.

Если сравнивать между собой эти факторы для стали, подвергнутой стандартной закалке и охлажденной после пластической деформации по режиму 1, то нетрудно убедиться, что для указанных состояний разница фактической концентрации углерода и вклад большеугловых границ могут нести ответственность за относительно низкую прочность мартенсита деформированной стали [184]. Действительно, по морфологическим признакам структура мартенсита в обоих состояниях одинакова. Плотность дислокаций, степень дисперсности, концентрация легирующих элементов в деформированной стали примерно те же, что и в закаленной. Их небольшие изменения, о которых отмечалось ранее, могут повысить предел текучести мартенсита деформированной стали по сравнению с $\sigma_{0,2}^{м.б}$, но никак не снизить его. Воспользовавшись полученной оценкой предела текучести мартенситно-бейнитной составляющей деформированной стали и подставив $\sigma_{0,2}^{1м.б}$ в формулу (4.1), найдем, что $\sigma_{0,2г}^{1м.б} = 0,72 \cdot 1210 + 0,2 \cdot 654 = 1002$ МПа [174]. Эта полуэмпирическая оценка предела текучести хорошо согласуется с экспериментальными данными, отличаясь от них всего на 111 МПа.

Таким образом, основное влияние на прочность стали, испытавшей горячую деформацию с завершением ее в области температур перлитного превращения, оказывает перераспределение углерода, происходящее в процессе охлаждения и самой деформации. Фрагментация материала, хотя и вызывает существенное измельчение сформировавшихся структур, на прочностные характеристики стали влияет незначительно. Это влияние проявляется главным образом в увеличении трещиностойкости материала. Как показывают экспериментальные данные, такая характеристика всегда выше в структурах, сформировавшихся после деформации, чем получившихся в результате обычной термообработки (см. табл. 4.5).

В заключение обратим внимание на следующее обстоятельство. Как уже отмечалось, перлитная составляющая обладает значительно меньшей деформационной и аккомодационной способностями, чем окружающая матрица (аустенитная или ферритная составляющая). Поэтому в процессе деформации по мере исчерпания ресурса пластичности аустенита (или феррита) на их границах с перлитными колониями могут возникать трещины или несплошности, вызывающие преждевременное разрушение материала. Качественно это согласуется с выводами работы [185]. В ней отмечается, что при деформировании в межкритической области существует оптимальная степень деформации, превышение которой не улучшает, а ухудшает свойства металла. Однако этот вопрос требует специального исследования.

Структурообразование, механические свойства и особенности разрушения стали 45

Металлографические исследования, выполненные на заготовках из стали 45, свидетельствуют о влиянии температуры аустенизации и начала деформации на размеры структурных составляющих как в аустенитной области, так и в области его распада, где созданная субструктура наследуется продуктами распада — ферритом и перлитом. Электронно-микроскопический анализ структур, формирующихся в стали 45 после обработки по режимам 1–4 (табл. 4.4), свидетельствует о многообразии процессов, происходящих в этих температурных интервалах обработки.

Характеризуя состояние перлитной фазы в стали, подвергнутой раскатке по режимам 1, 2, отметим развитие на фоне деформированного перлита (рис. 4.19, *а*) процессов коагуляции цемента (рис. 4.19, *б*).

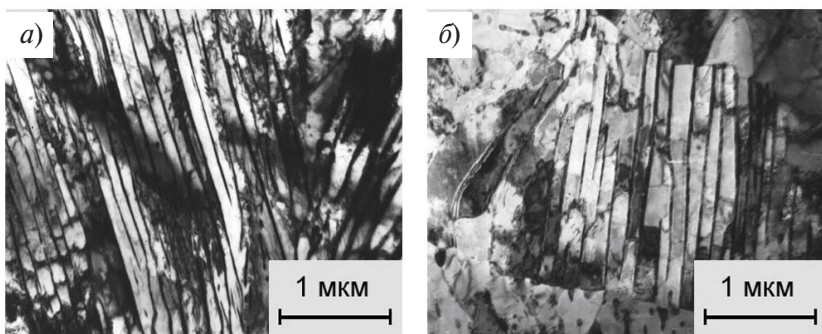


Рис. 4.19. Тонкое строение перлитной составляющей стали 45 после деформации по режимам: $T_a = 1000\text{ }^{\circ}\text{C}$, $T_d^H = 880\text{ }^{\circ}\text{C}$, $T_d^K = 660\text{ }^{\circ}\text{C}$ (а) и $T_d^H = 795\text{ }^{\circ}\text{C}$, $T_d^K = 645\text{ }^{\circ}\text{C}$ (б)

В ферритной составляющей после раскатки по этим режимам развивается полигонизация (рис. 4.20,а), а в некоторых случаях и рекристаллизация (рис. 4.20,б). Указанные процессы сопровождаются снижением плотности дислокаций, вызывая разупрочнение материала, что соответственно отражается на уровне механических свойств (см. табл. 4.4).

Уменьшение температуры нагрева до $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ способствует резкому возрастанию плотности дислокаций (до $10^9\text{--}10^{10}\text{ см}^{-2}$) как

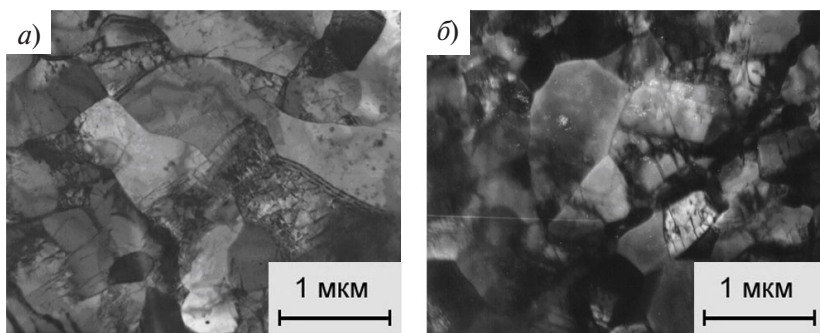


Рис. 4.20. Тонкое строение ферритной составляющей стали 45 с преимущественно полигональной (а) и рекристаллизованной (б) структурой после деформации с $T_a = 1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ по режимам: $T_d^H = 880\text{--}795\text{ }^{\circ}\text{C}$, $T_d^K = 660\text{--}645\text{ }^{\circ}\text{C}$

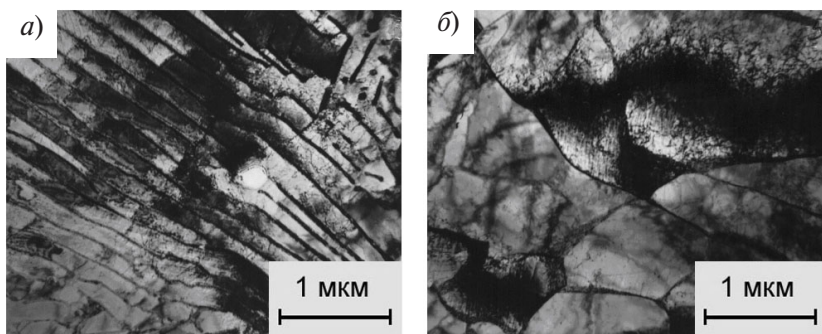


Рис. 4.21. Тонкое строение перлитной (а) и ферритной (б) составляющих стали 45 после деформации с $T_a = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$, $T_d^H = 795\text{ }^{\circ}\text{C}$, $T_d^K = 665\text{ }^{\circ}\text{C}$

ферритной, так и перлитной составляющих стали 45, обработанной по режимам 3, 4 (см. табл. 4.4), о чем свидетельствуют электронно-микроскопические исследования (рис. 4.21, а, б). При этом следует отметить сильную фрагментацию феррита и практически полное отсутствие коагуляции цементита в случае, когда деформация заканчивается при температуре $665\text{ }^{\circ}\text{C}$ (см. рис. 4.21). Между тем в случае завершения деформации при температуре $610\text{ }^{\circ}\text{C}$ обнаруживается активная коагуляция цементита и участки полигонизации в феррите при отсутствии фрагментации (рис. 4.22).

Необходимо отметить, что полигонизация, особенно в ферритной составляющей, выражена здесь намного слабее, чем при

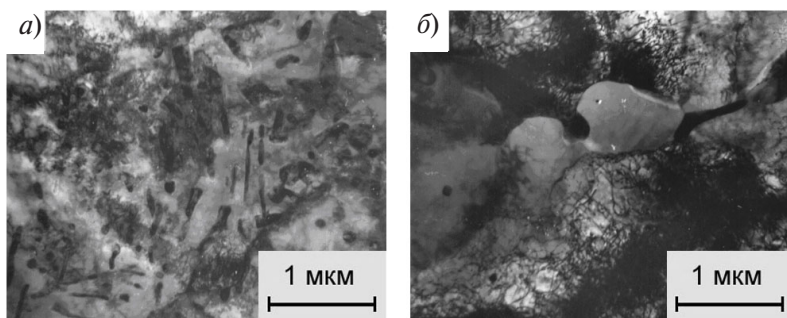


Рис. 4.22. Тонкое строение перлитной (а) и ферритной (б) составляющих стали 45 после деформации с $T_a = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$; $T_d^H = 700\text{ }^{\circ}\text{C}$, $T_d^K = 610\text{ }^{\circ}\text{C}$

обработке по режимам 1 и 2. Вместе с тем коагуляция цементита происходит более интенсивно, чем в случае обработки по режиму 4 (см. табл. 4.4), о чем свидетельствуют не только электронно-микроскопические исследования на просвет, но и результаты фрактографического анализа (рис. 4.23).

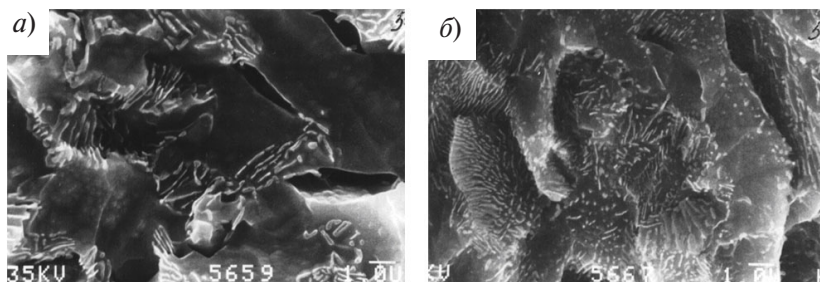


Рис. 4.23. Микротопография поверхностей изломов с выявленным цементитом стали 45, подвергнутой раскатке с $T_a = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$, $T_d^H = 795\text{ }^{\circ}\text{C}$, $T_d^K = 665\text{ }^{\circ}\text{C}$ (а) и $T_d^H = 700\text{ }^{\circ}\text{C}$, $T_d^K = 610\text{ }^{\circ}\text{C}$ (б)

Повышение температуры конца раскатки с 610 до 663 °С приводит к снижению процентного содержания (на 10–15 %) перлитной составляющей, что, очевидно, является одной из главных причин, способствующих снижению значений $\sigma_{0,2}$ при обработке по режимам 1, 2, 4 в отличие от режима 3. Об этом свидетельствует следующее: дефицит перлитной составляющей не восполняется повышенной плотностью дислокаций при обработке по режиму 4, что по механическим свойствам ставит ее в один ряд с обработкой по режиму 1, где, как было показано, в значительной степени развита полигонизация ферритной составляющей (см. рис. 4.20, а).

Таким образом, горяче-теплая раскатка по рассмотренным режимам вызывает в стали 45 протекание следующих процессов: частичная коагуляция цементита в перлитной составляющей, формирование ячеистой и фрагментированной структуры в феррите и варьирующая в пределах $10^9\text{--}10^{10}\text{ см}^{-2}$ плотность дислокаций внутри ячеек и фрагментов. Понижение температуры конца деформации приводит к постепенному увеличению дефектности обоих структурных составляющих при значительном возрастании процентного содержания перлита, к усилению коагуляции цементита и к снижению степени развития фрагментации феррита, что

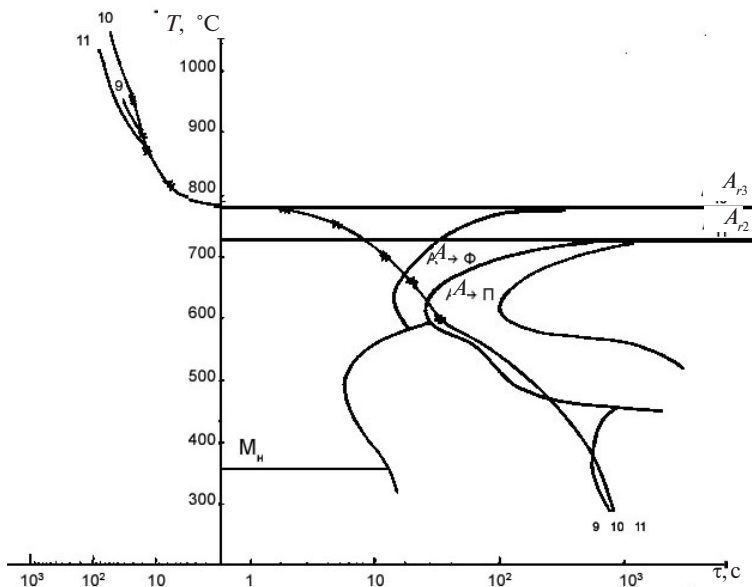


Рис. 4.25. Термокинетические кривые охлаждения колец из стали 38ХА при ТМО в неизотермических условия после раскатки по режимам 9–11 (см. табл. 4.4)

Так, например, начиная деформацию стали 40Х в аустенитной области ($T_{\text{д}}^{\text{н}} = 920\text{ }^{\circ}\text{C}$) и заканчивая при $T_{\text{д}}^{\text{к}} = 670\text{ }^{\circ}\text{C}$, удастся получить диспергированную ферритно-перлитную смесь с минимумом признаков полигонизации феррита и коагуляции цемента (рис. 4.26, а).

Снижение температуры раскатки до $T_{\text{д}}^{\text{н}} = 700\text{ }^{\circ}\text{C}$ при $T_{\text{д}}^{\text{к}} = 635\text{ }^{\circ}\text{C}$ приводит к развитию процессов полигонизации ферритной составляющей и коагуляции цемента (рис. 4.26, б, в). Последнее обусловлено деформацией в таком температурном интервале, при котором процесс распада аустенита уже завершен, а накопление дефектов в результате пластической деформации сдерживается полигонизацией феррита и коагуляцией цемента. При этом плотность дислокаций в полигонизированных структурах не превышает 10^9 см^{-2} , в результате чего $\sigma_{0,2}$ снижается до 490–500 МПа.

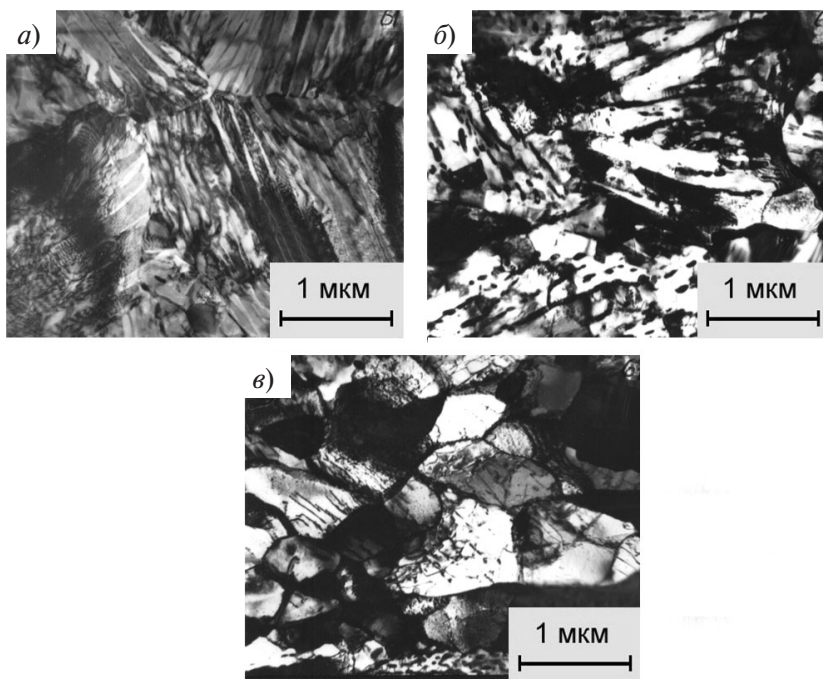


Рис. 4.26. Тонкое строение перлитной (а, б) и ферритной (в) составляющих стали 40Х, подвергнутых горяче-теплой раскатке по режи-

мам: $T_a = 1000\text{ }^{\circ}\text{C}$, $T_d^H = 920\text{ }^{\circ}\text{C}$, $T_d^K = 670\text{ }^{\circ}\text{C}$ (а); $T_a = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$,

$T_d^H = 700\text{ }^{\circ}\text{C}$, $T_d^K = 635\text{ }^{\circ}\text{C}$ (б, в)

Сравнительный анализ структурных составляющих и кинетики изотермического распада аустенита в хромистых сталях [188] позволяет заключить, что максимальная прочность в таких материалах должна достигаться в тех случаях, когда раскатку начинают в области температур выше температуры начала изотермического распада аустенита и заканчивают при температурах, близких к температурам оптимального распада γ -фазы, что обеспечивает минимальное развитие процессов разупрочнения при максимальном содержании продуктов распада. Действительно, при $T_d^K = 600\text{ }^{\circ}\text{C}$ в стали 38ХА практически полностью подавляются процессы разупрочнения при максимальном насыщении структуры дефектами (рис. 4.27, а).

В интервале температур 850–600 °С деформация обеспечивает фрагментацию аустенита, способствующую при последующем изотермическом превращении дополнительному измельчению перлитных колоний. Механизм диспергирования перлитных колоний можно представить следующим образом. Деформация в аустенитной области, и особенно при пониженных температурах, приводит к сильной фрагментации аустенита, при этом формируются многочисленные границы фрагментов, на которых в процессе последующего охлаждения образуется большое количество центров зарождения перлита. Скорость роста центров зарождения превалирует над скоростью роста перлитных пластин, что и приводит в итоге к диспергированию перлита. Подобные результаты получены ранее для стали 38ХС [187].

Близость к граничным условиям распада подтверждает наличие в структуре стали некоторого количества бейнитной составляющей (рис. 4.27, б).

При раскатке с температурой T_d^K , близкой к температуре начала изотермического распада аустенита, подавление процессов полигонизации обусловлено, вероятно, тем, что ранние стадии распада аустенита сопровождаются увеличением плотности дислокаций, возникновение которых связано с перераспределением углерода. Последнее в условиях дополнительной пластической деформации будет задерживать процессы коагуляции цементита и полигонизации ферритной матрицы, что имеет место на практике. Завершение процесса образования (распада) цементита создает предпосылки (даже в условиях накопления пластической деформации) для развития полигонизации феррита и коагуляции цементита.

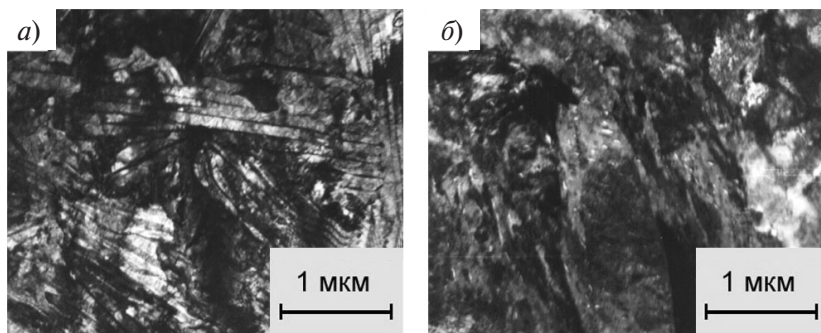


Рис. 4.27. Тонкое строение перлитной (а) и бейнитной (б) составляющих стали 38 ХА, подвергнутой горяче-теплой раскатке по режиму:

$$T_a = 950\text{ }^{\circ}\text{C},\ T_d^H = 900\text{ }^{\circ}\text{C},\ T_d^K = 600\text{ }^{\circ}\text{C}$$

Таким образом, применение горяче-теплой деформации позволяет получать заготовки из хромистых сталей с комплексом высоких механических свойств, что обусловлено созданием в них внутризеренной субструктуры, а также оптимальными условиями распада аустенита, приводящего к получению максимального для данных сплавов количества перлитной составляющей.

Рассмотрим причины различий в количестве перлитной составляющей в углеродистой и хромосодержащей сталях. Анализ термокинетических диаграмм распада переохлажденного аустенита для сталей 45 и 38ХА [188] показал, что добавка хрома в углеродистую сталь способствует не только изменению вида кривых, но и их смещению в сторону более длительных выдержек (см. рис. 4.24). При исследовании прочности и вязкости горячекатаных ферритно-перлитных сталей [189] установлено, что изменение скорости охлаждения в определенном интервале приводит к изменению количества фазовых составляющих, образующихся в области перлитного превращения. Скорости раскатки заготовок во всех случаях примерно одинаковы, поэтому и скорости охлаждения должны быть также равны.

Рассмотрим изменение фазового состава сталей 45 и 40Х на примере скорости охлаждения, соответствующей условиям раскатки. Кривая скорости охлаждения *AB* для стали 40Х пересекает кривые распада в области образования максимального количества перлитной фазы, для стали 45 — на участке, где количество перлитной фазы меньше.

Таким образом, в стали с хромом наблюдается большее количество продуктов распада перлита, чем в углеродистой стали, что согласуется с описанными выше экспериментальными данными.

4.5. Трещиностойкость и особенности разрушения

Анализ механических свойств (см. табл. 4.4) свидетельствует о том, что с помощью традиционных оценок величин пределов текучести $\sigma_{0,2}$, временного сопротивления σ_b , равномерного удлинения δ_p , сужения ψ не удастся выявить режим горяче-теплой раскатки, который гарантирует наилучший комплекс свойств материала и обеспечивает надежность эксплуатации в широком температурном диапазоне. В связи с этим наряду с оценкой традиционных механических свойств была сделана попытка оценки надежности с помощью применения физического критерия вязкости материала

[77, 190]. Физический коэффициент вязкости K_b согласно [190] определяется так:

$$K_b = R_{м.с} / \sigma_{0,2} ,$$

где $R_{м.с}$ — сопротивление материала хрупкому разрушению — микроросколу.

В физической теории прочности $R_{м.с}$ соответствует наименьшему напряжению разрушения при температуре хрупко-вязкого перехода, представляя критическое напряжение перехода в лавинную стадию роста зародышевой субмикротрещины внутри зерна.

Фундаментальность характеристики R обусловлена ее инвариантностью по отношению к температуре испытаний и виду напряженного состояния [191, 192]. При этом проявляется лишь зависимость от структурного состояния стали. Поскольку $R_{м.с}$ и $\sigma_{0,2}$ — структурно чувствительные характеристики, то K_b дает возможность оценить вклад структурных изменений, происходящих в процессе горяче-теплой раскатки, в величину запаса вязкости материала.

Сопротивление материала хрупкому разрушению определялось путем серийных испытаний гладких цилиндрических образцов в интервале температур, где макроскопическим эквивалентом $R_{м.с}$ считается сопротивление отрыву σ_p при $T_{кр}$. Снижение температуры испытаний до $T_{кр}$ приводит к равенству напряжения разрушения и предела текучести $\sigma_p = \sigma_{0,2}$, что свидетельствует о достижении хрупкого состояния материала. В тех случаях, когда критическая температура не достигалась даже при температуре кипения жидкого азота, сопротивление хрупкому разрушению определялось методом экстраполяции напряжения разрушения на нулевое значение относительно сужения образца (рис. 4.28).

Запас вязкости при допустимой деформации 2 % выражается так:

$$K_{bl} = R_{м.с} / A l^n , \quad (4.3)$$

где l — истинная деформация; A — коэффициент пропорциональности; n — показатель деформационного упрочнения, определяемый как тангенс угла наклона деформационной кривой,

$$n = \frac{\lg \frac{\sigma_b}{\sigma_{0,2}}}{\lg \frac{l_p}{l_{0,2}}}$$

(l_p — равномерная деформация, $l_{0,2}$ — деформация на 0,2 %).

Если разрушение происходит при малой (2 %) деформации, то $R_{m.cl} \approx R_{m.c}$. Логарифмируя уравнение (4.3), получаем

$$\lg K_B - n = D_2,$$

где D_2 — параметр, определяющий уровень дефектности стали [193].

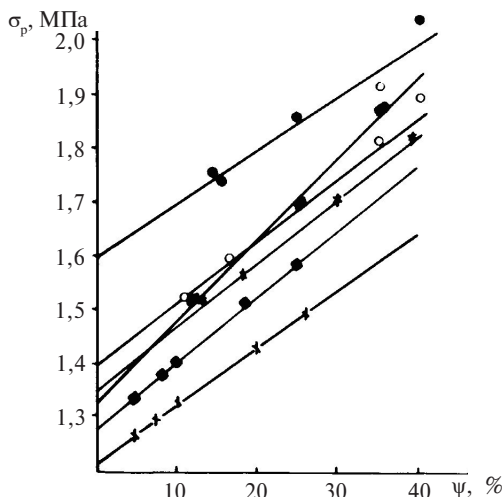


Рис. 4.28. Определение сопротивления материала хрупкому разрушению методом экстраполяции

Для сравнения наряду с оценкой дефектности стали, подвергнутой горячей-теплой раскатке, проводили определение комплекса механических характеристик для сталей 38Х и 38ХС, подвергнутых стандартным режимам термообработки (табл. 4.6, 13–16). Полученные данные свидетельствуют о том, что несмотря на достаточно высокий уровень характеристик прочности и пластичности, например, после термоулучшения (см. табл. 4.6, 15, 16), дефектность этих материалов ниже уровня дефектности сталей 38Х и 40Х, подвергнутых горячей-теплой деформации по режимам 5, 8, 10, 11 и др. (см. табл. 4.6). Последнее обусловлено низким коэффициентом деформационного упрочнения и высоким значением сопротивления материала хрупкому разрушению по сравнению с остальными режимами.

Таблица 4.6

Механические свойства сталей 45, 40Х, 38ХА, 38ХС после раскатки и обычной термобработки по различным режимам

Номер режима	Сталь	Режим обработки, °С					δ _{0,2} , МПа		δ _p , %		ψ, %		n _т	R _{м.с.} , МПа	K _Б	D ₂	КСУ, МДж/м ²
		°С															
		T _а	T _д ^н	T _д ^к	+20 °С	−196 °С	+20 °С	−196 °С	+20 °С	−196 °С							
1	2						6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16
1	45	1000	880	660			500	1110	11,0	8	60	27	0,160	1220	1,97	0,29	0,8
2	45	1000	795	645			550	1160	10,0	10	56	10	0,160	1250	1,80	0,25	0,8
3	45	900	700	610			680	1220	7,2	12	65	30	0,106	1200	1,60	0,20	0,7
4	45	900	795	665			530	1110	12,5	9	60	25	0,150	1000	1,73	0,24	0,7
5	40X	1000	795	610			700	1320	7,0	8	60	28	0,087	1600	2,22	0,35	0,89
6	40X	1000	920	670			630	1200	9,0	10	60	15	0,170	1320	1,73	0,24	1,13
7	40X	900	750	640			740	1300	7,5	10	64	27	0,126	1400	1,73	0,24	1,10
8	40X	900	700	635			490	1250	8–10	8	63	20	0,126	1350	2,20	0,34	1,10
9	38XA	950	900	600			700	1280	7	4	60	15	1,109	1400	—	0,20	—
10*	38XA	1090	960	600			710	1300	10	4	57	10	0,090	1420	—	0,31	0,61
11*	38XA	1030	880	600			690	1210	15	5	60	8	0,085	1450	—	0,33	0,75
12*	38XA	1050	930	600			735	1200	4	5	56	8	0,085	1400	—	0,19	0,70
13	38XA	Нормализация, T _н = 860 °С					550	1000	15	—	59	4	0,160	1000	—	0,10	0,60
14	38XA	Закалка, T ₀ = 860 °С, масло					—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0,18
15	38XA	Термоотлущение, T ₃ = 860 °С, T ₀ = 580 °С					920	1250	10	—	51	21	0,050	1400	—	0,13	0,68
16	38XC	Термоотлущение, T ₃ = 900 °С, T ₀ = 600 °С					890	1220	6	7	51	20	0,067	1600	—	0,19	0,79

* — по режимам 10–12 проводили ускоренное охлаждение в стрейере с температуры $T_{\text{окл}} = 770, 710$ и 800 °С соответственно.

Рассмотрим, какими особенностями обладает структурное состояние заготовки, обработанной по оптимальному режиму (см. табл. 4.6, 15), в отличие от остальных и что способствует формированию более высоких эксплуатационных характеристик, таких как $K_{\text{в}}$ и D_2 . Электронно-микроскопические исследования на просвет, как было показано, выявили, что по своему составу почти все исследованные стали имеют структуру, содержащую две составляющие — перлит и феррит, состояние которых определяется температурными интервалами раскатки. Снижение температуры завершающих этапов раскатки до 600–610 °С способствует подавлению процессов полигонизации в ферритной матрице и коагуляции цементита в перлите, которая слабо выражена и проявляется лишь в отдельных местах (см. рис. 4.22). Основная масса перлитной составляющей не обнаруживает признаков коагуляции цементита и значительного развития процессов полигонизации в ферритной матрице. Изучение поверхностей разрушения после испытаний при температуре от +20 до –196 °С показало наличие элементов квазискола при температурах около –196 °С с размерами фасеток меньше размера зерна (рис. 4.29). Последнее, скорее всего, обусловлено фрагментированностью структуры.

Кроме того, исследования поверхности шлифов, позволили обнаружить иглообразную составляющую (рис. 4.30), которая в литературе [194] именуется игольчатым ферритом. Наличие такой формы приводит к снижению значения коэффициента деформационного упрочнения.

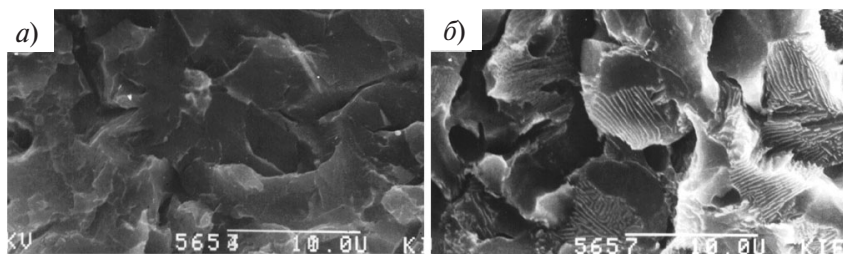


Рис. 4.29. Микротопография поверхностей изломов стали 45, подвергнутой раскатке по режиму: $T_a = 1000$ °С, $T_d^H = 880$ °С, $T_d^K = 660$ °С, после испытаний на растяжение при –196 °С: *a* — без выявления цементита; *б* — с выявлением цементита

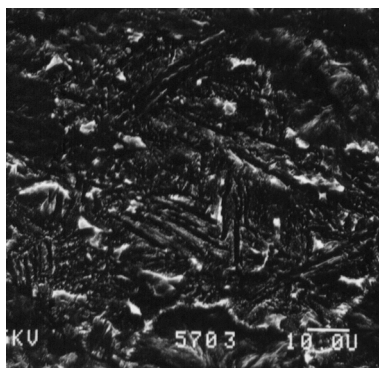


Рис. 4.30. Структура поверхности шлифа стали 40X после горячей раскатки по режиму:

$$T_a = 1000\text{ }^{\circ}\text{C}, \quad T_d^H = 795\text{ }^{\circ}\text{C},$$

$$T_d^K = 610\text{ }^{\circ}\text{C}$$

Таким образом, уменьшение коэффициента деформационного упрочнения связано с комплексом происходящих при горячей-теплой раскатке структурных изменений, а именно дополнительным диспергированием ферритно-перлитной смеси в условиях наложения пластической деформации на процесс распада аустенита.

С помощью оценки D_2 удалось показать, что лучшей среди исследуемых вариантов defectостойкостью обладает сталь 40X, обработанная по режиму $T_a = 1000\text{ }^{\circ}\text{C}$, $T_d^H = 795\text{ }^{\circ}\text{C}$, $T_d^K = 610\text{ }^{\circ}\text{C}$. Это связано с уменьшением коэффициента деформационного упрочнения и высоким значением сопротивления материала хрупкому разрушению $R_{м.с.}$.

Фрактографические исследования поверхностей разрушения заготовок из стали 45, формирующихся при температуре $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ и условиях испытаний на растяжение, свидетельствуют о наличии элементов скола (см. рис. 4.29), несмотря на особенности, присущие значительным степеням пластической деформации. Структура поверхности разрушения может быть охарактеризована наличием как интер-, так и транскристаллитной составляющих.

Следует отметить, что пластинчатый цементит, как правило, обнаруживается в фасетках скола с нормальным расположением пластин к поверхности разрушения (см. рис. 4.29, б). Фасетки скола имеют размеры от 5 до 20 мкм, что меньше размера зерен. Это позволяет заключить, что на процессы разрушения

влияет фрагментированность структуры, воздействие которой на величину фасеток скола связано с размером фрагментов и величиной расориентировки двух соседних фрагментов.

4.6. Термомеханическое упрочнение профильных колец из конструкционных сталей в условиях промышленного оборудования

На базе исследований, результаты которых описаны в главе 4, созданы физические и технологические основы термомеханического упрочнения с использованием горяче-теплой деформации. Разработаны принципиально новые способы термомеханического упрочнения, обеспечивающие регулирование структуры и свойств в широком диапазоне. Новые ресурсо- и энергосберегающие технологические процессы термомеханического упрочнения кольцевых заготовок диаметром 150–700 мм с использованием метода радиально-торцевой раскатки защищены рядом авторских свидетельств (№ 1016378, 1125267 и др.).

В данном разделе приведены результаты исследований, выполненных непосредственно на внедренных промышленных комплексах при отработке технологии изготовления заготовок различных деталей.

Регулируемая раскатка заготовок деталей “обойма” из стали 45 с непрерывным охлаждением

В условиях стана КР-70 проводили термомеханическое упрочнение заготовок детали “обойма” для трактора “Кировец” из стали 45. Кольцевую заготовку диаметром 160 мм, с толщиной стенки 20 мм и высотой кольца 50 мм нагревали в индукторе до температуры 1000 °С, затем переносили в матрицу с внутренним диаметром 172 мм. Процесс радиальной раскатки осуществляли с непрерывным охлаждением в диапазоне температур $T_{\text{д}}^{\text{н}} = 900$ °С, $T_{\text{д}}^{\text{к}} = 600$ °С и с суммарной степенью обжатия $\varepsilon_{\Sigma} = 45$ %. После завершения процесса деформации заготовку выпрессовывали из матрицы и охлаждали на воздухе. Приведем механические свойства кольцевых заготовок, полученных в результате раскатки по вышеприведенному режиму, а также свойства заготовок, полученных штамповкой из

Таблица 4.7

**Механические свойства заготовок детали “обойма” из стали 45,
изготовленных методами штамповки
с термоулучшением и регулируемой раскатки**

Вид заготовки	Механические свойства				
	$\sigma_{0,2}$	σ_B	δ	ψ	КСУ, МДж/м²
	МПа		%		
Серийная штампованная заготовка с термоулучшением по режиму: $T_{\text{зак}} = 840\text{ }^{\circ}\text{C}$, вода; $T_{\text{отп}} = 600\text{ }^{\circ}\text{C}$, вода	462	698	14,8	42,0	0,38
Раскатанная заготовка в диапазоне температур $T_{\text{д}}^{\text{н}} = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{д}}^{\text{к}} = 550\text{ }^{\circ}\text{C}$	590	757	17,9	54,3	0,58

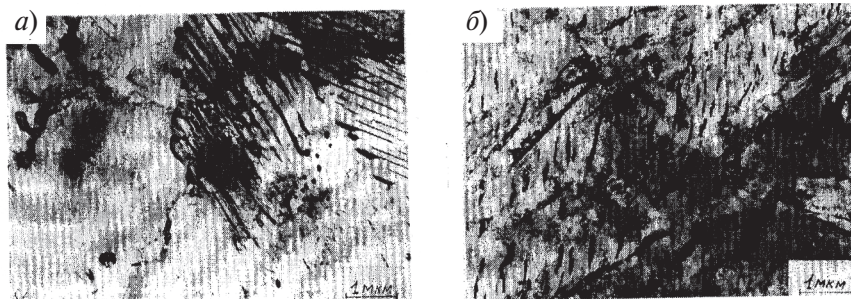


Рис. 4.31. Структура заготовок детали “обойма” из стали 45, изготовленных из термоулучшаемой штамповки (а) и раскатанной с непрерывным охлаждением в интервале температур 900–600 °С (б)

проката с последующим термоулучшением (серийная технология до внедрения раскатки, табл. 4.7).

Механические свойства раскатанных заготовок выше по всем параметрам. В частности, по сравнению с термоулучшенной штамповкой предел текучести возрос на 30 %, временное сопротивление —

на 10 %, ударная вязкость — на 60 %, при этом одновременно увеличились и пластические свойства: δ — на 20 %, ψ — на 25 %.

Сравнительный анализ структуры показывает, что после термоулучшения структура стали представляет собой сорбит отпуска с плотностью дислокаций около 10^9 см^{-2} (рис. 4.31, *а*). Структура заготовок, подвергнутых регулируемой раскатке с непрерывным охлаждением, состоит в основном из верхнего и нижнего бейнита (рис. 4.31, *б*). Плотность дислокаций высокая (около $5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$), при этом дислокации распределены равномерно по объему зерна. Кроме того, проявилось большое количество границ разориентации и возросла плотность и степень однородности дисперсных цементитных выделений. Следствием структурных превращений и стало повышение прочности стали при одновременном увеличении пластичности и вязкости.

Данная технология внедрена при изготовлении заготовок из углеродистых рядовых и конструкционных сталей.

ИЗГОТОВЛЕНИЕ ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ ДЕТАЛЕЙ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ РЕСУРСΟΣБЕРЕГАЮЩИХ МЕТОДОВ ПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ

5.1. Ресурсосберегающие способы изготовления валов и осей

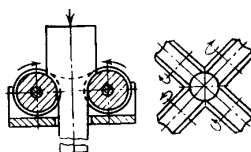
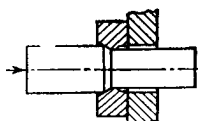
К настоящему времени разработан ряд методов формообразования, основанных на холодной и горячей пластической деформации цилиндрических заготовок. К ним относятся холодное и горячее редуцирование заготовок в жестких матрицах, редуцирование в роликовых матрицах, ротационное обжатие на радиально-ковочных машинах, поперечно-винтовая прокатка с натяжением, горячая вальцовка, в том числе клиновыми валками и по способу фирмы “Eumiso” (Германия), холодная продольная раскатка. Рассмотрим основные методы формообразования деталей типа ступенчатых валов и осей [195]:

Метод формообразования

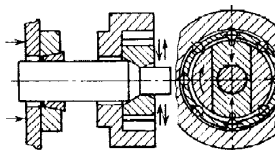
Редуцирование с помощью жесткой матрицы

Редуцирование с помощью роликовых вращающихся матриц (прямой и обратный методы)

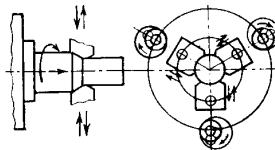
Схема обработки



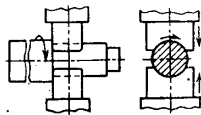
Редуцирование ротационным обжатием



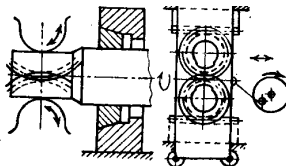
Редуцирование на радиально-обжимных машинах фирмы "GEM" (Австрия)



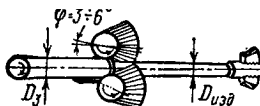
Редуцирование обжатием на вертикально-ковочных машинах



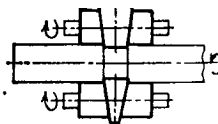
Редуцирование на стане "Рокрайт"



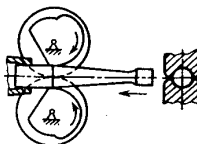
Поперечно-винтовая прокатка



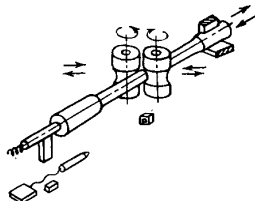
Клиновая прокатка



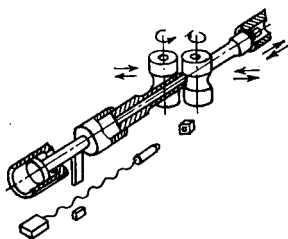
Вальцовка на стане фирмы "Eutisco"



Продольная раскатка



Продольная раскатка с оправкой



Редуцирование заготовок с помощью жесткой матрицы осуществляется путем продавливания их через канал матрицы. При этом происходит обжатие заготовки с уменьшением ее размеров. Процесс может осуществляться как с нагревом заготовки, так и путем холодного деформирования. Основные трудности при внедрении этого процесса в производство связаны с подбором высокоэффективных смазок, обеспечивающих снижение потерь на трение и исключающих налипание металла образца на рабочую поверхность матрицы в процессе редуцирования. Кроме того, получение таким способом валов с диаметром средней части, меньшим, чем диаметр головок, практически невозможно.

Способ редуцирования с помощью роликовых матриц осуществляется путем продавливания заготовки через свободно вращающиеся ролики, форма рабочей поверхности которых зависит от профиля готовой детали. При этом усилия редуцирования снижаются за счет перехода от трения скольжения к трению качения. Однако применение таких матриц затруднено из-за сложности изготовления и, особенно, размещения опор роликов. На поверхности заготовки при значительных обжатиях имеют место глубокие отпечатки от боковых поверхностей роликов, которые затем должны удаляться механической обработкой. Способ нашел применение только при калибровке деталей небольшого диаметра. Редуцирование путем ротационного обжатия осуществляется на ротационно-обжимных машинах, обрабатывающих в горячем состоянии заготовки диаметром до 330 мм, а в холодном состоянии — диаметром до 60 мм. Рассмотрим принцип действия ротационно-обжимных машин.

В обойме с роликами вращается шпиндель, имеющий радиальные пазы, по которым совершают возвратно-поступательное движение бойки. Рабочие движения осуществляются в моменты их касания с роликами обоймы. У радиально-обжимных машин

привод инструмента (бойков) реализуется посредством жесткой кинематической связи эксцентриковый вал — шатун — боек. В рабочем узле обжатия смонтировано несколько кривошипно-шатунных механизмов (по числу бойков). Заготовка зажимается в специальной головке, которая обеспечивает вращение и подачу заготовки в зону обжатия.

Высокие технические показатели получаются за счет использования трех- или четырехбойковых радиально-обжимных (радиально-ковочных) машин фирмы “GEM” (Австрия) с максимальным усилием на каждом бойке 0,49–9,80 Мн, числом ударов в минуту 220–1800. Диапазон диаметров обрабатываемых заготовок 40–550 мм, длина — от 1000 до 10000 мм. Машины такого типа установлены в США, Германии и Японии [195]. В работе более надежен механизм обжатия радиально-обжимных машин чем механизм ротационно-обжимных. Применение обоих типов машин обеспечивает высокую производительность, однако их внедрение требует дополнительных расходов на нагревательное оборудование. Кроме того, после горячего деформирования требуется механическая обработка изделий, холодная обработка на таких машинах возможна только при незначительных степенях деформации. Сильный шум и вибрация во время работы машин неизбежно приводят к ускоренному износу оборудования и снижению производительности труда.

Известен также метод редуцирования на вертикально-ковочных машинах типа “Риддер” и на стане “Рокрайт”. Вертикально-ковочные машины “Риддер” применяются в основном для изготовления мелких изделий в условиях массового производства. Принцип редуцирования на стане “Рокрайт” аналогичен процессу вальцовки. Рабочая клеть с вальцами совершает возвратно-поступательное движение. При движении клетки в направлении подачи заготовки рабочие части калибров захватывают заготовку и обжимают ее на определенной длине, а при обратном движении рабочие части калибров не соприкасаются с заготовкой. В это время осуществляется подача и поворот заготовки на угол 8–10°. Машина по своей конструкции сложна и малопроизводительна.

Для производства круглых заготовок переменного сечения во ВНИИМетмаш под руководством акад. А.И. Целикова был разработан и освоен процесс поперечно-винтовой прокатки. На станах 10, 70, 120, 22 обеспечивается прокатка заготовок в горячем состоянии диаметром до 250 мм и длиной до 4000 мм. Заготовка деформируется между тремя приводными рабочими валками, развернутыми относительно оси изделия под углом 5–6°, что обеспечивает

принудительное осевое перемещение заготовки через ролики. При прокатке величина обжатия заготовки регулируется с помощью копиров. В связи с тем что при поперечно-винтовой прокатке в центре сечения заготовки могут образоваться кольцевые рыхлости, на этих станах введено дополнительное осевое натяжение заготовки.

С переходом на поперечно-винтовую прокатку объем механической обработки деталей уменьшается, но все же остается значительным для деталей высокой точности. Кроме того, при прокатке валов из высокопрочных легированных сталей требуются дополнительные операции отжига и правки заготовок. Поэтому применение горячей поперечно-винтовой прокатки не до конца решает задачу совершенствования производства валов из легированных сталей. Известны также работы по горячей и холодной поперечной вальцовке клиновыми валками. По этому способу заготовка прокатывается за один оборот клиновых вальцов. При использовании стана фирмы “Еumисо” для горячей вальцовки полуосей (на предприятии “ВАЗ”) прокатка осуществляется профильными вальцами последовательно в девяти клетях; калибры развернуты под углом 90° . Применение этого процесса эффективно при прокатке деталей из углеродистых сталей с содержанием углерода не более 0,3 %, так как стали с большим содержанием углерода закаляются на воздухе [195]. Для получения точных заготовок, в частности турбинных и компрессорных лопаток, используют установки холодного вальцевания. На этих установках сложный профиль пера лопатки можно обрабатывать независимо от ее хвостовика.

5.2. Характеристика станов холодной раскатки

Методом холодной продольной раскатки можно изготавливать детали типа валов и осей постоянного и переменного сечения как из обычных углеродистых, так и из высокопрочных легированных сталей. Типовые детали, рекомендуемые к переводу на изготовление холодной продольной раскаткой, представлены в табл. 5.1. Этим же способом можно получать полые детали типа толстостенных ступенчатых труб.

Продольно-раскатные станы отличаются друг от друга энергосиловыми параметрами, габаритами, степенью и средствами автоматизации, конструкцией отдельных вспомогательных узлов в зависимости от конкретной обрабатываемой детали (табл. 5.2).

Таблица 5.1

Основные размеры цилиндрических деталей

Группа деталей	Наибольший диаметр головки d_T , мм	Наименьший диаметр стержня d_c , мм	Наибольшая длина головки l_T , мм	Длина детали L , мм	L/d_c
Валы	25–70	19–53	40–70	500–2400	15–70
Полуоси	40–65	25–50	120–280	600–1300	15–40
Связи	12–40	7–35	12–130	250–500	15–40
Валики	35–50	20–35	120–160	400–600	15–25

Таблица 5.2

Основные технические данные продольно-раскатных станов

Параметры	Станы		
	ПР-30	ПР-100	ПР-200
Размеры обрабатываемых деталей, мм			
Диаметр	16–30	38–65	40–70
Длина	250–500	200–2250	1100–2350
Размеры валков, мм			
Диаметр	80	140	200
Высота	100	200	220
Скорость раскатки, м/мин	3	5	—
Скорость продольного хода, м/мин			
Рабочий ход	—	—	До 6
Замедленный ход	—	—	До 2
Суммарная мощность электродвигателей, кВт	33	42,5	170
Габариты стана, мм			
Длина	4950	9400	12 250
Ширина	3250	3900	8000
Высота	1800	1800	2200
Масса, т	12	20	—

В конструкции всех станов предусматривается продольное перемещение обрабатываемого изделия относительно раскатных роликов. Целесообразность этого решения обосновывается тем, что при такой схеме, во-первых, создаются благоприятные условия для течения металла, во-вторых, раскатную головку можно выполнять необходимых по прочности и жесткости размеров, без опасения затруднить реверсы большой массы.

Кроме того, рационально решается вопрос подвода рабочей жидкости высокого давления к гидравлическим цилиндрам головки, а оси раскатных роликов занимают свое место в пространстве, что является весьма существенным для получения правильной геометрии раскатанного изделия. Стан, в котором раскатная головка перемещается относительно неподвижной заготовки, создан и внедрен в производство в г. Барнауле.

Продольно-раскатные станы состоят из двух частей. Первая часть силовая, с литыми корпусными деталями: основная станина, раскатная головка и бабка продольного хода. Вторая часть включает в себя легкую сварную станину, заднюю бабку, загрузчик, систему охлаждения.

Наиболее напряженным узлом станов является раскатная головка, с помощью которой осуществляется пластическая деформация изделия и которая воспринимает главные усилия, возникающие при раскатке.

Рассмотрим рабочую зону стана ПР-30 (рис. 5.1). Объединяет весь узел силовой корпус, к торцам которого крепятся две мощные опорные плиты (щеки). Для создания жесткой рамы щеки соединяются между собой стяжками. Ползуны, включающие в себя рабочий и два опорных ролика, перемещаются по направлению корпуса, отталкиваясь от “щеки” с помощью гидроцилиндров.

В продольно-раскатных станах применялась трехроликовая система (один рабочий и два опорных ролика). Расчеты показали, что при возникающих усилиях раскатки систему с одним опорным роликом применить нельзя, так как невозможно обеспечить прочность и жесткость рабочего органа.

Рабочие ролики не имеют цапф, устанавливаются свободно и слегка поджимаются по торцам с помощью винтового механизма через упорные шарикоподшипники. Опорные ролики своими цапфами опираются на игольчатые подшипники (в станах ПР-30 и ПР-30-67) или на сферические роликоподшипники (в стане ПР-140). Сближение ползунов ограничивается лобовыми упорами, толщина

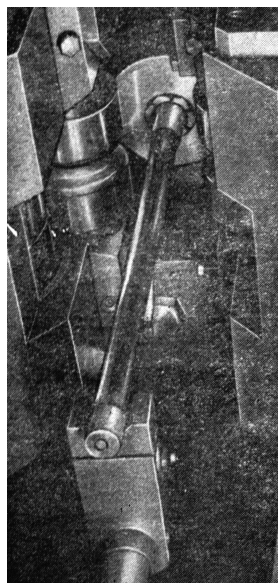


Рис. 5.1. Рабочая зона станка-автомата ПР-30 [195]

которых подбирается при настройке. В стане ПР-140 лобовые упоры в течение технологического процесса меняются автоматически в зависимости от величины обжатия.

Раскатная головка является наиболее нагруженным узлом стана, поэтому изучались упругие деформации основных ее деталей при раскатке. С целью получения рекомендаций по оптимальной прочности и жесткости этого узла для проектирования последующих моделей продольно-раскатного оборудования были проведены опыты в производственных условиях на стане ПР-30. Измерения выполняли с помощью тензометрических датчиков. Полученные данные показали, что корпусные детали, изготовленные из чугуна, испытывают при раскатке хотя и невысокие, но в основном неблагоприятные для такого материала напряжения растяжения и изгиба. Учитывая это, а также выявленные резервы прочности и жесткости, в дальнейшем стали изготавливать корпусные детали раскатной головки из стального литья, но намного меньших размеров. Это обстоятельство, а также снижение предельных усилий стана создали условия для значительного уменьшения габаритных размеров и массы стана ПР-30-67 по сравнению со станом ПР-30.

Бабка продольного хода раскатных станов должна обеспечивать надежный захват заготовки и осуществлять волочение ее через сведенные ручьевые ролики при значительных осевых усилиях, возникающих в процессе деформации металла. Для реализации этой задачи был сконструирован патрон захвата заготовки за гладкую цилиндрическую поверхность [195]. Сложность состояла в том, что размер патрона по наружному диаметру ограничен небольшой рабочей зоной стана, однако он должен быть прочным, чтобы противостоять действию на него больших усилий.

В автоматах модели ПР-30 патрон изготовлен и опробован в двух вариантах. В первом в качестве элемента захвата была принята цанга, во втором — подпружиненные кулачки. Второй вариант патрона проще в изготовлении, однако дает большую погрешность в ориентации заготовки по оси стана. После проведения испытаний на стане ПР-30 внедрен вариант патрона с цангой, который обеспечивает получение изделий с наименьшей кривизной.

Патрон расположен на шпинделе бабки продольного хода, которая при помощи гидроцилиндров вместе с заготовкой совершает возвратно-поступательное движение относительно раскатной головки по направляющим станины. В начале цикла цилиндрическая заготовка подается центром задней бабки в зев цанги до упора штанги. Далее осуществляется предварительный зажим заготовки, для чего цилиндр совершает ход, и его шток-рейка поворачивает зубчатое

колесо и винт. Последний, продвигаясь вперед, через шариковую пятую и штангу толкает цангу к задней части гильзы. Окончательный зажим заготовки обеспечивается самозатягиванием в процессе раскатывания: чем больше осевое усилие, тем дальше цанга продвигается в конус и тем сильнее зажимается заготовка.

Для предварительного зажима используется осевая сила, равная 4–10 кН. Цанга в течение всего цикла обработки изделия находится под давлением штанги, что обеспечивается рассмотренным ранее механизмом. Если непрерывного поджима цанги не происходит, то при ходе вперед в шариковой пяте образуется зазор, а при обратном ходе цанга возвращается в первоначальное положение и зажим заготовки ослабевает. Такое явление может привести к так называемому жеванию заготовки цангой при каждом ходе вперед, что резко снизит способность патрона удерживать заготовку. Кроме того, неопределенное положение заготовки в патроне в осевом направлении приведет к образованию нечеткой галтели у одной из головок изделия.

Для увеличения сцепления цанги гладкой поверхностью заготовки на ее рабочих поверхностях выполнены заостренные выступы. Разжим изделия осуществляется при обратном ходе цилиндра, шток-рейка которого возвращает винт в исходное положение. Под действием пружины штанга также перемещается назад, увлекая за собой цангу, которая при этом разжимается. После отвода центра задней бабки изделие выталкивается из патрона подпружиненным центром.

Работа патрона с кулачками осуществляется в том же порядке. В этом варианте патрона элемент захвата состоит из трех кулачков, связанных со штангой двумя полукольцами. Кулачки всегда находятся в контакте с конусом гильзы, так как между ними поставлены пружины.

При приложении к изделию осевого усилия наибольшие напряжения возникают в двух основных деталях патрона: в цанге (или в кулачках) и особенно в гильзе, которая испытывает значительные радиальные растягивающие напряжения. В связи с этим и гильза, и цанга (кулачки) изготовлены из высокопрочной стали 9ХС (HRC 58–62). Кроме того, цанга подвергается термофиксации на размер 23,6 мм, необходимый для свободного выталкивания из нее изделия (диаметр заготовки 23,6 мм) после полного разжима.

При выбросе профиля выступов на рабочих поверхностях цанги необходимо учитывать два фактора: их прочность на изгиб и на срез и наименьшее сопротивление при их внедрении в металл во время

зажима заготовки (глубина внедрения 0,2–0,3 мм). Для обеспечения этих требований была подобрана оптимальная площадь поверхности выступов. Она равна шести полоскам длиной 30 мм и шириной 3 мм.

Как правило, патрон захвата предназначен для раскатки конкретного изделия, однако, меняя только цангу, можно использовать один патрон и для других типоразмеров заготовок при условии, если их диаметры отличаются друг от друга незначительно. Для раскатки крупных деталей на станках ПР-100, ПР-140 и ПР-200 разработаны, испытаны и применяются в производстве аналогичные патроны захвата заготовок диаметром до 100 мм при осевом усилии до 75·10 кН.

К преимуществам разработанного патрона с цангой относятся: надежное закрепление заготовок в патроне, основанное на принципе самозатягивания удержание заготовок при волочении через калибр, когда к ней прикладывается значительное осевое усилие, стремящееся вырвать ее из патрона; способность патрона воспринимать осевое усилие противоположного направления (немного меньшее при проталкивании заготовок через калибр при обратном ходе); надежное удерживание патроном заготовки от поворота вокруг оси в процессе раскатывания; несовпадение осей станка и зажатой заготовки по вертикали и горизонтали, не превышающее 0,2 мм на длине 500 мм; гарантированный разжим и выталкивание заготовки из патрона, что необходимо для осуществления операций автоматического цикла.

Предложенная конструкция патрона позволила решить задачу захвата заготовок за гладкую цилиндрическую поверхность диаметром от 15 до 100 мм при осевых усилиях от 15·10 до 75·10 кН без использования нарезки или какой-либо другой обработки поверхности под захват, что позволило упростить конструкцию продольно-раскатных станков.

Бабка продольного хода включает в себя также программное устройство, которое кинематически связано со шпинделем стана и осуществляет его поворот в соответствии с установленной программой с помощью перфокарт и пневмоавтоматики. Точность поворота изделия и фиксация шпинделя от поворота при раскатке обеспечивается специальным механизмом [195].

В стане ПР-140 и в последующих модификациях раскатных станков (например, ПР-200) применяется захват изделия за вторую головку цанговым патроном задней бабки, который во время продольного хода также фиксируется от поворота. Такой прием исключает закручивание длинных заготовок во время пластической деформации.

Главная особенность продольно-раскатных станов заключается в том, что на одном стане можно объединить черновую обработку заготовки со значительными степенями деформации и последующую чистовую калибровку изделия. В результате раскатанное изделие приобретает повышенные механические свойства вследствие упрочнения металла, имеет точные размеры и хорошее качество поверхности.

5.3. Технологические особенности процесса

Представим схему процесса продольной раскатки (рис. 5.2).

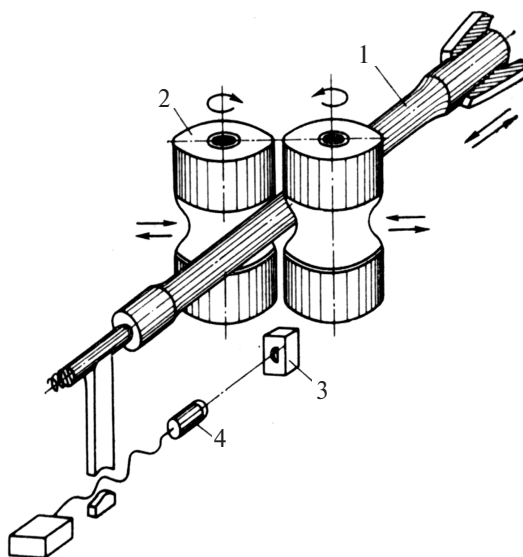


Рис. 5.2. Схема продольной раскатки

Цилиндрическую заготовку 1, диаметр которой определяется размерами толстой части детали, устанавливают относительно оси раскатного стана между разведенными ручьевыми неприводными роликами 2. Они сближаются, не вращаясь, и вдавливаются в неподвижную заготовку на одной из галтелей, после чего осуществляется продольное протягивание заготовки через калибр, не полностью охватывающий ее периметр, до второй галтели. Затем

совершается обратный ход (проталкивание заготовки через калибр) в исходное положение. Далее ролики разводятся на расстояние, необходимое для поворота изделия, последнее поворачивается на 90° , ролики вновь вдавливаются на первой галтели, и производится следующий двойной ход. За четыре—восемь таких рабочих ходов с поворотами детали по определенной программе ($90-45-90^\circ$ и т. д.) формируется цилиндрическая часть и галтели детали. Программа поворотов заготовки и число ходов установлены с учетом интенсивного обжатия заготовки при первых ходах и обеспечения калибровки на требуемую геометрическую форму и размеры при последующих.

Требуемый размер детали обеспечивается настройкой жестких упоров, ограничивающих сближение валков. При каждом новом ходе в процессе прокатки валки воздействуют на измененное и по-другому ориентированное сечение заготовки. Степень деформации детали от хода к ходу уменьшается, и в итоге сечение ее становится круглым с отклонениями (овальность, огранка) в пределах $0,5-0,7$ мм при черновой прокатке и $0,04-0,06$ мм — при чистовой. Интервал отклонения размеров зависит от числа ходов программы прокатки и от геометрических параметров инструмента.

Пропорционально изменению сечения прокатываемой детали изменяется длина рабочих ходов от галтели к галтели. Заданная длина головок детали обеспечивается с помощью перемещающегося вместе с деталью кулачка 3 (см. рис. 5.2) и неподвижного конечного выключателя 4. Последний при нажатии на него кулачка 3 подает сигнал на остановку и реверс. Сигнал на окончание цикла обработки поступает при выполнении заданной программы или при достижении требуемой длины прокатываемой детали.

Особенностью описываемого процесса является раскатка изделия секторами, причем максимальный охват заготовки ручьем ролика составляет до 10° . Это позволяет значительно снизить усилия по сравнению с деформацией в закрытом калибре и создать оборудование, мало отличающееся по габаритам и размерам от металлорежущих станков.

Вторая особенность процесса — применение рабочих роликов относительно небольшого диаметра (по сравнению с прокатным производством). Как правило, диаметр ролика в сечении симметрии ручья превышает диаметр заготовки примерно в два-три раза.

Программа обжатий при раскатке, т. е. распределение суммарного обжатия по ходам, выбирается с учетом того, что формообразование детали должно быть закончено в основном за три-четыре

двойных хода. При последующих (калибрующих) ходах обжатие составляет не более 5–10 % от суммарного.

Продольную раскатку можно производить как по обточенной (чистой) поверхности заготовки, так и по необработанной (черной). В первом случае дефектный поверхностный слой с горячекатаного прутка удаляют предварительно обточкой или бесцентровой шлифовкой. При раскатке черной заготовки (после дробеструйной очистки) исправляют овальность и кривизну прутка, а дефектный слой вытягивают и утоняют, в результате чего может быть уменьшен припуск на последующую шлифовку. Полые детали типа толстостенных осей и труб раскатывают на оправках.

В настоящее время в промышленности применяются в основном два варианта новой технологии изготовления деталей типа гладких и ступенчатых валов и осей с использованием холодной раскатки. Это обусловлено, прежде всего, назначением данных деталей при эксплуатации.

По первому варианту изделие после раскатки имеет окончательные размеры, последующая механическая обработка не производится. Заготовкой под раскатку является горячекатаный пруток, предварительно обработанный точением или бесцентровым шлифованием с обеспечением необходимых размеров по диаметру в соответствии с расчетом. Это позволяет также вслед за продольной раскаткой детали производить холодную накатку шлицев, граней и резьб, что в целом и определяет эффективность новой технологии. По данному варианту изготавливаются анкерные шпильки, силовые болты, торсионы автомобиля “КамАЗ” и некоторых других деталей.

Во втором варианте нового технологического процесса предусматривается холодная раскатка стержня с припуском под дальнейшую механическую обработку (как правило, шлифование). В качестве заготовки используется калиброванный или горячекатаный пруток после дробеструйной очистки. Раскатка осуществляется за меньшее число ходов (два-четыре), так как исключаются калибрующие проходы. Второй вариант технологии применяется, например, при изготовлении полуосей автомобилей “МАЗ” и “КрАЗ” и некоторых других крупных ответственных деталей.

Новая технология изготовления деталей типа торсионных валов включает в себя следующие операции: обточка заготовки, раскатка, обточка головок и галтелей, шлифование головок, накатывание

шлицев, термическая обработка (закалка с отпуском), шлифование стержня и галтелей. При этом используется оборудование: токарный станок, продольно-раскатный стан, круглошлифовальный станок, шлиценкатный станок, установка ВТМО.

Преимущества данного способа пластического деформирования по сравнению с другими известными способами (редуцирование, ротационное обжатие на радиально-ковочных машинах, поперечно-винтовая прокатка с натяжением и др.):

простота кинематики процесса и оборудования для его осуществления;

высокая стойкость инструмента из-за небольших сил контактного трения;

повышение точности обработки и коэффициента использования металла (до 0,7–0,8);

исключение нагрева заготовок, плавки и отжига;

возможность автоматизации всего цикла изготовления от заготовки до готовой детали.

5.4. Термомеханическая обработка деталей из конструкционных сталей

Одним из наиболее перспективных путей развития процесса продольной холодной раскатки является использование его в цикле термомеханической (деформационно-термической) обработки [196, 197].

Особое место среди схем ТМО занимают так называемые методы наследственного термомеханического упрочнения (НТМУ).

Процесс наследования заключается в следующем. Путем пластической деформации и последующего краткого смягчающего отпуска в материале создается высокая плотность несовершенств при определенной их конфигурации — фрагментированной субструктуре по типу полигональной. Если при последующей термической обработке плотность несовершенств не будет заметно уменьшаться, а фрагментированная субструктура не исчезнет, то сохранится и высокий уровень механических свойств. Успех такой обработки зависит прежде всего от того, насколько устойчивы дислокационные построения, созданные при пластической деформации. Поэтому эффект наследования проявляется после высокотемпературной ТМО с умеренными обжатиями. Его можно ожидать также от фазового наклепа, например в результате повторных закалок при большой скорости

нагрева, исключаяющей аннигиляцию дефектов. Однако указанная обработка не обеспечивает оптимальное распределение дефектов, поэтому при таком упрочнении не достигается уровень пластичности, как после ТМО.

Проведение холодной пластической деформации перед закалкой (предварительная термомеханическая обработка ПТМО) также позволяет повысить прочность стали. В литературе нет однозначного объяснения наблюдаемого эффекта (рис. 5.3). Некоторые авторы связывают получаемое упрочнение с проявлением холодного наклепа, когда последующая обработка проводится в условиях, исключающих рекристаллизацию. При этом подчеркивается важность проведения после деформации полигонизирующего отжига для более полного проявления эффекта наследования, поскольку полигонизованная субструктура обладает наибольшей устойчивостью при последующих фазовых превращениях.

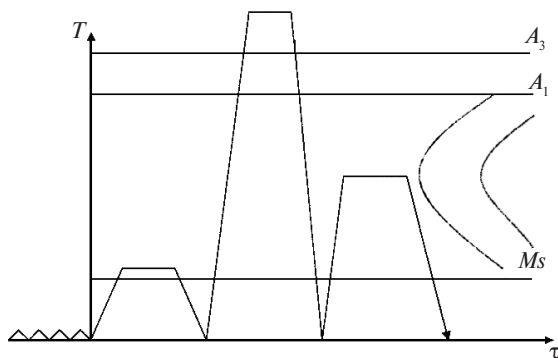


Рис. 5.3. Схема предварительной термомеханической обработки

К числу других факторов, повышающих склонность к структурной наследственности и способствующих сохранению предварительного наклепа при ПТМО, относятся:

- дополнительное легирование стали сильными карбидообразующими элементами;

- проведение предварительной деформации с малыми обжатиями;

- применение ускоренного кратковременного нагрева под закалку и снижение температуры этого нагрева.

Есть и другая концепция, объясняющая упрочняющий эффект ПТМО измельчением аустенитного зерна стали при перекристаллизации, проходящей в ходе нагрева под закалку, поскольку известно, что высокий отпуск и особенно холодная пластическая

деформация устраняют способность стали к проявлению структурной наследственности. В соответствии с имеющимися результатами степень измельчения аустенитного зерна и, следовательно, эффект ПТМО возрастают при повышении степени предварительной пластической деформации, при переходе от медленного к ускоренному нагреву и при снижении его продолжительности и температуры. Также показано, что исключение промежуточного отпуска стали после деформации в процессе ПТМО не отражается на упрочняющем эффекте обработки, т. е. он не является обязательным элементом при упрочнении стали этим методом.

Как показано ранее, холодная продольная раскатка в не приводных роликах — один из прогрессивных ресурсосберегающих методов пластического формообразования цилиндрических деталей типа валов и осей. Осуществление данного способа изготовления деталей по схеме предварительной термомеханической обработки значительно повышает его эффективность, так как наряду с ресурсосбережением реализуется упрочняющий эффект, обусловленный наследованием элементов формирующей дефектной структуры в готовой детали. Однако следует иметь в виду, что указанный эффект достигается только при реализации строго определенных для каждой области факторного пространства режимов ПТМО.

В данном разделе представлено влияние основных параметров ПТМО — степени и дробности деформации, а также температуры последеформационного нагрева — на структуру, механические свойства и циклическую долговечность деталей типа торсионов из высокопрочной стали 45ХН2МФАШ [196]. В качестве исходной заготовки использовали круглый прокат диаметром 53 мм, длиной 400 мм, подвергнутый предварительному отжигу по режиму: нагрев до температуры 870 °С, выдержка 3 ч, охлаждение с печью.

Раскатку исходных заготовок осуществляли на стане продольной раскатки ПР-100, имеющем усилие 100 тс. Деформацию производили с различным числом частных обжатий ($\varepsilon_i = 4, 6, 12 \%$) при суммарной степени $\varepsilon_{\Sigma} = 48 \%$, обеспечивающей требуемую технологическую пластичность и заданное сечение конечной заготовки.

В результате металлографических исследований установлено, что под действием пластической деформации сильно изменяется исходная ферритно-перлитная структура, ферритные участки вытягиваются вдоль направления раскатки. Электронно-микроскопические исследования на просвет свидетельствуют также и о наличии фрагментации феррита. Углы разориентировки между

фрагментами достигают 10° . Наблюдается изгиб цементитных пластин. Однако основная деформация реализуется в более мягкой и пластичной ферритной матрице. Сферические карбидные частицы размерами около 300–500 нм, присутствующие в исходной структуре стали, заметных изменений при деформации по указанным выше режимам не претерпевают. Следует заметить, что уровень внутренних напряжений в них, судя по изменению дифракционного контраста на границе карбид–матрица, возрастает. Обнаружено, что наиболее четкая фрагментированная структура формируется при реализации частных обжатий в диапазоне 4–6 %. Более высокая степень обжатия ($\varepsilon_i = 12\%$) также приводит к формированию фрагментированной структуры, но степень ее совершенства несколько меньше вследствие затруднения процессов перераспределения дислокаций. Формирующиеся фрагменты более изогнуты как целое, имеют высокую плотность дислокаций в своем объеме и менее локализованные границы между соседними областями.

Дальнейшее накопление деформации в исследуемом диапазоне частных обжатий до $\varepsilon_\Sigma \approx 76\%$ приводит к нивелированию этих различий, что естественно связывают с выравниванием структурной неоднородности по объему материала за счет измельчения структурных составляющих.

Следующую стадию ПТМО — последеформационный нагрев — реализовали для металла, продеформированного на 48 % при частных обжатиях 4 % за проход. Рассмотрим тонкую структуру исходного отожженного металла (рис. 5.4, а).

Температуру варьировали в диапазоне 300–700 °С. В интервале температур 300–400 °С структура деформированной стали практически не претерпевает изменений (рис. 5.4, б). Повышение температуры до 500 °С приводит к полигонизации ферритной матрицы (рис. 5.4, в). Уменьшается плотность дислокаций внутри ячеек, их границы становятся более четкими. Дальнейшее повышение температуры до 600 °С сопровождается более значительными изменениями. В частности, формируется большое количество зародышей рекристаллизации — участков размерами 0,5–1,0 мкм, свободных от дислокаций и отделенных от окружающей матрицы большеугловыми границами (рис. 5.4, г, д). Некоторые рекристаллизованные зерна успевают вырасти примерно до 5 мкм. При этой температуре протекают процессы коагуляции цементита, что приводит к полному исчезновению пластинчатого перлита. Нагрев до температуры 700 °С становится причиной развития рекристаллизации

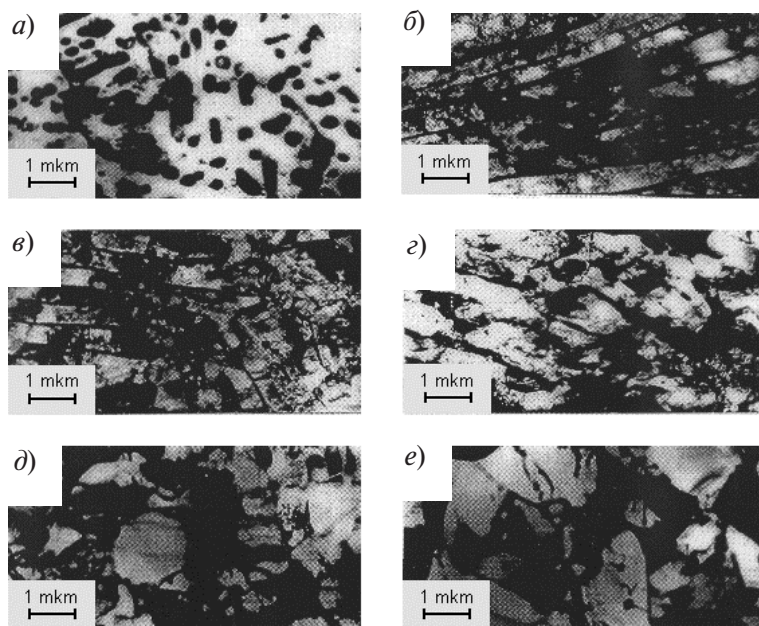


Рис. 5.4. Микроструктура стали 45ХН2МФАШ в отожженном состоянии (а), после холодной раскатки ($\epsilon_{\Sigma} = 48 \%$, $\epsilon_I = 4 \%$) и отжига при 400 °С (б), 500 °С (в), 600 °С (г, д), 700 °С (е)

уже во всем объеме. При этом размеры новых зерен достигают 10 мкм. Многочисленные карбидные частицы сферической формы располагаются и по границам, и внутри зерен α -фазы (рис. 5.4, е).

Таким образом, полигональная дислокационная структура, которая вследствие своей устойчивости удобна для реализации эффекта ПТМО, формируется в феррите при последеформационном нагреве до температуры 500 °С.

Заключительную стадию ПТМО проводили по следующему режиму: закалка с индукционного нагрева со скоростью примерно 2 °С/с до температуры 910 °С с охлаждением в масле, низкий отпуск при температуре 210 °С. В результате такой закалки сформировалась структура мелко- и среднегильчатого мартенсита с размерами действительного аустенитного зерна 10–12 мкм.

Результаты механических испытаний заготовок, подвергнутых раскатке в режиме ПТМО, и точеных (недеформированных) заготовок, прошедших контрольную термическую обработку по одному и тому же режиму, свидетельствуют о преимуществе

термомеханической обработки. Так, ударная вязкость заготовок, прошедших ПТМО, выше на 20–25 %, чем у недеформированных заготовок, и составляет соответственно 0,48–0,50 и 0,35–0,40 МДж/м², а величина максимального остаточного сдвига $\gamma_{ост}$, характеризующая пластичность стали при испытании на статическое кручение, возросла на 50–60 % (табл. 5.3).

Таблица 5.3

Механические свойства валов из стали 45ХН2МФАШ после ПТМО и после обычной термической обработки

Вариант обработки валов	Температура последеформационного отпуска, °С	Предел пропорциональности $\tau_{п.ц}$, МПа	Предел текучести $\tau_{0,3}$, МПа	Остаточный сдвиг γ_{max} , %
ПТМО	300	902	1166	22,2
ПТМО	400	872	1166	17,2
ПТМО	500	921	1147	27,3
ПТМО	600	882	1147	20,9
Обычная термообработка	—	872	1147	17,4

Результаты стеновых испытаний на циклическое кручение свидетельствуют о трех-четырекратном превышении технических требований, предъявляемых к подобным изделиям.

Помимо среднелегированных высокопрочных сталей марок 45ХН2МФАШ, 50Х3Н2М2ФАШ рассматривали влияние ПТМО на структуру, механические свойства и циклическую долговечность малолегированной высокоуглеродистой стали 60С2ХА, из которой изготавливаются полуоси для тракторов. В исходном состоянии (после горячей прокатки) структура стали представляет собой перлит различной степени дисперсности с участками грубопластинчатого и зернистого перлита в соотношении примерно 60:40. В таком состоянии твердость стали составляет НВ 255–277. При холодной раскатке заготовок критическая степень обжатия (соответствующая появлению первых поверхностных трещин) равна 32 %. Между тем минимальная степень обжатия, обеспечивающая получение заданного диаметра готовой заготовки, составляет 45 %. После отжига исходных заготовок, в результате которого была получена в основном структура грубопластинчатого перлита (примерно до 70 %) в сочетании с тонкопластинчатым (≈ 30 %) и твердость НВ 241–269, критическая степень обжатия возросла примерно до 45 %. Однако

при этом не обеспечивается гарантированный запас пластичности, так как возможно появление микротрещин во внутренних слоях заготовки. Исследование влияния исходной структуры стали, которую варьировали путем изменения режима отжига перед деформацией заготовки, показало, что наиболее высокой пластичностью обладает сталь со структурой, состоящей в основном из зернистого перлита ($\approx 80\%$) с включениями тонкопластинчатого перлита ($\approx 20\%$). При частных обжатиях 4% за проход данная структура обеспечивает критическую степень деформации $\varepsilon_{кр}$ более 60% без промежуточной термообработки. При этом существует гарантия предотвращения появления внутренних микротрещин с размером больше критического.

При проведении ПТМО варьировали температуру последеформационного отпуска в диапазоне $300\text{--}640^\circ\text{C}$. Заключительными операциями обработки полуосей были закалка с индукционного нагрева со скоростью $2^\circ\text{C}/\text{с}$ до температуры 910°C с охлаждением в масле и печной отпуск при температуре 570°C . Результаты механических испытаний материала после указанной обработки показали, что комплекс наиболее высоких механических свойств достигается ПТМО с последеформационным отпуском при температуре $400\text{--}500^\circ\text{C}$. При этом влияния схемы приложения осевого усилия при деформации не выявлено. Наиболее высокие пластические свойства при высоком уровне прочности были достигнуты при последеформационном отпуске и температуре 620°C .

Для стендовых испытаний на циклическую долговечность полуоси трактора “Кировец” из стали 60С2ХА обрабатывали двумя способами. Серийный способ заключался в поверхностной закалке при температуре 900°C и отпуске при температуре 300°C точечных (недеформированных) заготовок. Опытный способ включал в себя ПТМО заготовок с последеформационным отпуском при температуре 600°C и с окончательной закалкой и отпуском по серийному режиму. В результате исследования обработанных полуосей было установлено, что после ПТМО деталь имеет более высокие пластические свойства, чем заготовка, обработанная по серийной технологии. В частности, значение относительного удлинения δ выше примерно в 1,6 раза, относительного сужения ψ — в 2,5 раза. При этом значение ударной вязкости немного ниже, чем у стали, обработанной по серийной технологии.

Металлографические исследования показали, что полуось, обработанная по серийной технологии, в сердцевине имеет структуру перлита неоднородного строения по длине детали. Обработанная в режиме ПТМО (отжиг прутков, холодная раскатка, отпуск при

температуре 600 °С, поверхностная закалка ТВЧ с отпуском при температуре 300 °С) деталь обдаёт структурой, однородной по длине и состоящей в основном из зернистого перлита с небольшим количеством тонкопластинчатого. Твердость поверхностного слоя серийной и подвергнутой ПТМО заготовок практически одинакова, а в сердцевине термомеханически упрочненная заготовка имеет твердость выше, чем у серийной. Последнее обстоятельство обеспечивает уменьшение градиента напряжений по сечению заготовки, а это является предпосылкой того, что конструктивная прочность термомеханически обработанной детали более высокая, чем у серийной. Действительно, как показали результаты стеновых испытаний полуоси, при изготовлении по схеме ПТМО с холодной продольной раскаткой циклическая стойкость в 1,7–1,9 раза выше по сравнению с деталями, изготовленными по серийной технологии.

5.5. Особенности термомеханической обработки деталей из жаропрочных аустенитных сплавов

Наряду с конструкционными сталями экспериментально изучали возможность использования процесса холодной продольной раскатки для получения деталей из жаропрочных дисперсно-твердеющих сплавов типа ХН65ВМЮТ, ХН70ВМЮТ [196], оценивали технологическую пластичность после различных режимов предварительной термообработки, изучали структуру и механические свойства сплавов после ТМО, проведенной по механико-термической схеме.

Заготовки диаметром 20 мм подвергали предварительной термической обработке по режиму: нагрев до температуры 1160 °С, выдержка 3 ч, охлаждение на воздухе. Затем заготовки раскатали до диаметра 13 мм с единичными обжатиями $\varepsilon_i = 12\text{--}15\%$.

В зависимости от степени обжатия после холодной деформации сформировалась различная структура по длине раскатанной заготовки. В недеформированной части наблюдалась крупнозернистая структура с размерами зерен до 300 мкм, на участке с деформацией $\varepsilon_\Sigma = 75\%$ обнаружены крупные выделения карбидной фазы. Старение сплава после холодной деформации осуществляли по двум способам: непосредственно после деформации и с промежуточным последеформационным отжигом при температуре 600 °С.

Анализ микроструктуры свидетельствует о том, что по мере повышения температуры старения в сплавах, начиная с некоторой

температуры (около 900 °С), происходит рекристаллизация. При увеличении степени обжатия температурный порог рекристаллизации снижается.

Судя по рентгенограммам, а именно по наличию на них точечных рефлексов, для старения при температуре 900 °С рекристаллизация начинается при обжатии $\varepsilon = 50 \%$. Эти данные подтверждаются и металлографическими исследованиями.

Одна из важнейших проблем при продольной раскатке деталей типа валов — разнозернистость, которая появляется при нагреве участка заготовки в зоне галтели, где имеет место переход от недеформированной части к сильнодеформированной (стержню).

Наличие в сплаве γ' -фазы, отличающейся в зависимости от параметров ТМО количеством и дисперсностью, приводит к тому, что степень развития разнозернистости существенно меняется. По данным металлографического анализа и микротвердости сплав, обработанный по режиму: отжиг при температуре 1160 °С, холодная деформация, отжиг при температуре 600 °С с выдержкой 10 ч, старение при температуре 900 °С в течение 10 ч имеет в деформированной и недеформированной частях наименьшую разницу по структуре и твердости. Поэтому с целью уточнения механизма структурных и фазовых превращений и исходя из невозможности определения γ' -фазы металлографическим методом было проведено исследование на электронном микроскопе методом реплик. Оно показало, что в деформированной части наблюдается большее количество когерентно-связанных с матрицей мелкодисперсных частиц γ' -фазы. Анализ распределения микротвердости показал, что она слабо зависит от деформации на образцах, обработанных по приведенному выше режиму. Вероятно, это связано с тем, что в наклепанной части детали произошла рекристаллизация, образовалось большое количество мелких зерен, увеличился размер выделений γ' -фазы и нарушилась когерентность, а в недеформированной части произошло увеличение количества γ' -фазы в процессе старения. Указанные процессы привели к тому, что деформированная часть разупрочнилась, а недеформированная, наоборот, упрочнилась, с чем и связано выравнивание свойств (микротвердости).

Учитывая, что подобные сплавы используют для работы при высоких температурах, механические свойства оценивали при температурах 20 и 750 °С. В результате механических испытаний установлено, что изменение температуры старения в интервале 800—900 °С не приводит к изменению в недеформированной части

прочностных и пластических свойств. Прочность деформированного металла с повышением температуры старения снижается, а пластические свойства его возрастают, что связано с комбинированным влиянием рекристаллизации и процессов выделения γ' -фазы. О высоком уровне теплопрочности свидетельствует корреляция прочностных свойств при температурах 20 и 750 °С.

5.6. Комбинированное термомеханическое упрочнение с использованием ППД и ДСМ

Одним из наиболее широко распространенных методов деформационного упрочнения является поверхностное пластическое деформирование (ППД). Этот вид упрочнения повышает усталостную прочность изделий, а также создает реальную возможность применения высокопрочных сталей для деталей с конструктивными и технологическими концентраторами напряжений даже при значительных перегрузках [198–201].

Усталостная прочность высокопрочных сталей с мартенситной структурой при прочих равных условиях определяется совместным влиянием четырех основных характеристик материала: статическая прочность, остаточные напряжения, сопротивление хрупкому разрушению и чувствительность к концентрации напряжений. Значение каждой отдельной характеристики проявляется соответствующим образом на стадии зарождения и роста трещины. Если статическая прочность имеет первостепенное значение для сопротивления зарождению трещины, то сопротивление хрупкому разрушению играет решающую роль в сопротивляемости развитию трещины, а остаточные напряжения и чувствительность к концентрации напряжений влияют на обеих стадиях усталостного процесса.

Учитывая большое влияние на предел выносливости высокопрочной стали не только прочности, но и пластичности, важно оценить роль этих параметров при упрочнении ППД.

При исследовании влияния ППД на усталостную прочность нормализованных и отожженных малоуглеродистых сталей низкой и средней прочности было установлено, что независимо от того, достигнут уровень твердости изменением химического состава или термической обработки, большее повышение усталостной прочности наблюдается у более твердой стали. Между степенью повышения предела выносливости после обкатки и прочностными свойствами

стали в исходном состоянии нет однозначной зависимости. Наряду со статической прочностью значительное влияние на упрочняемость при ППД оказывает структура стали. У сталей в закаленном и отпущенном состоянии значения и относительный прирост предела выносливости после обкатки увеличиваются пропорционально прочностным свойствам только при сорбитной структуре. Для стали с мартенситной структурой при увеличении прочностных свойств отмечается тенденция к уменьшению прироста предела выносливости после ППД.

При анализе эффективности ППД в зависимости от структурного состояния стали установлено, что при обкатывании роликами степень упрочнения, оцениваемая по величине предела выносливости, намного выше при мартенситной структуре, чем при сорбитной и трооститной.

Следует отметить, что максимальный прирост предела выносливости достигается при оптимальной нагрузке обкатывания для каждого уровня прочности и определенной структуры стали. Особенно существенным является влияние нагрузки обкатывания для сталей с высоким содержанием углерода, например для стали 65С2ВА. Но даже при неоптимальных пониженных нагрузках обкатывания ограниченная долговечность сталей во всех структурных состояниях после ППД резко возрастает.

Тип структуры стали в исходном состоянии определяет не только эффективность упрочнения при оптимальных режимах ППД, но и характер изменения предела выносливости в зависимости от степени пластической деформации (от нагрузки обкатывания). У стали с сорбитной и трооститной структурой предел выносливости достигает оптимального уровня при небольших нагрузках обкатывания, в то время как при мартенситной структуре предел выносливости увеличивается в большом диапазоне изменения нагрузки обкатывания вплоть до высоких ее значений. Эта особенность наблюдается при двух видах напряженного состояния: и при изгибе, и при кручении.

Определенное представление о механизме упрочнения при ППД удалось составить на основе рентгенографических исследований. Так, оценка ширины интерференционной линии β_{220} показывает, что ее величина для сталей с мартенситной структурой (например, 45ХН2МФА, 18Х2Н4ВА) как в закаленном, так и в низкоотпущенном состояниях по всей глубине наклепанного слоя меньше, чем до деформации, причем это изменение по сечению характеризуется кривой с минимумом на некотором расстоянии от поверхности образцов.

При ППД происходят два процесса: наклеп, приводящий к уширению линии за счет повышения плотности дефектов кристаллической решетки, причем как при сорбитной, так и при мартенситной структуре; выделение углерода из мартенсита, сопровождающееся уменьшением величины физического уширения рентгеновских линий. Последний процесс имеет место соответственно только при мартенситной структуре. Поскольку при ППД стали с мартенситной структурой суммарный эффект выражается, как правило, в уменьшении ширины линии, очевидно, что превалирует второй процесс. Соотношение интенсивности этих процессов определяет экстремальный характер кривой изменения ширины интерференционных линий по глубине упрочненного ППД слоя. Положение минимума на ней соответствует определенной критической степени деформации (для каждой нагрузки обкатывания на соответствующем расстоянии от поверхности), при которой наиболее полно осуществляется разупрочнение вследствие выделения углерода из мартенсита, а влияние наклепа относительно невелико.

В последнее время экспериментально показано, что упрочнение методом ППД является средством понижения скорости роста трещин. Это обусловлено остаточными сжимающими напряжениями в упрочненном слое.

Поверхностное пластическое деформирование устраняет отставание роста предела усталости от уровня прочностных свойств, наблюдаемое у сталей с мартенситной структурой. В результате ППД коэффициент выносливости $K_b = \sigma_{-1} / \sigma_b$ сталей с мартенситной структурой значительно повышается (от 0,32–0,38 в неупрочненном состоянии до 0,43–0,58 после ППД). Таким образом, ППД позволяет более полно использовать потенциальные возможности высокопрочных сталей.

Эффективность ППД, как было показано ранее, в значительной степени определяется структурой стали. Большее повышение предела усталости стали с мартенситной структурой в результате ППД обусловлено более высоким уровнем остаточных сжимающих напряжений и большим повышением прочностных свойств поверхностного слоя, чем у стали со структурой сорбита. Однако однозначной зависимости усталостной прочности от остаточных напряжений и приращения твердости не наблюдается.

ППД высокопрочных мартенситных сталей существенно (в два-три раза) повышает работу, направленную на развитие трещины, и тем самым в определенной мере компенсирует низкое сопротивление хрупкому разрушению, присущее этим материалам.

С повышением содержания углерода в сталях с мартенситной структурой рост их предела выносливости после ППД замедляется, несмотря на то что сжимающие напряжения и приращение твердости поверхностного слоя увеличиваются. Следствием этого является сохранение после ППД различия в коэффициенте выносливости мартенсита с разным количеством углерода, как и без упрочнения ППД: $K_b = 0,58$ при содержании углерода 0,15 % и $K_b = 0,43$ — при 0,47 %. Наибольший рост усталостной прочности после ППД достигается у низкоуглеродистого мартенсита, хотя для такой структуры характерны остаточные напряжения средней величины и небольшое приращение твердости поверхности. В данном случае высокая эффективность ППД объясняется рядом факторов, а именно особенностями кинетики усталостного разрушения, высокой сопротивляемостью низкоуглеродистого мартенсита развитию трещины, спецификой механизма упрочнения мартенситной структуры.

По данным М.А. Балтер [201] фрактографические исследования усталостных изломов позволили установить: для низкоуглеродистого мартенсита преимущества, обусловленные кинетикой разрушения, связаны с тем, что у этого материала усталостная трещина зарождается и растет в основном в упрочненном слое. На начальной стадии процесс развивается в условиях изоляции от внешней среды, очаг разрушения зарождается под поверхностью в зоне меньших рабочих напряжений, при этом действие поверхностных концентраторов напряжений ослабляется, в результате чего существенно повышается долговечность.

У высокопрочных сталей с мартенситной структурой зарождение и рост усталостной трещины происходят под деформированным слоем в неупрочненном материале, который имеет низкое сопротивление хрупкому разрушению. Поэтому у такого материала и после ППД сохраняется пониженная вязкость разрушения и, как следствие, K_b меньше, чем у низкоуглеродистой стали с мартенситной структурой.

У стали с сорбитной структурой образование трещин облегчается за счет надрывов, образующихся на поверхности при обкатывании, а развитие усталостных трещин происходит в деформированном слое, который упрочняется меньше, чем при мартенситной структуре. В связи с этим эффективность ППД при сорбитной структуре стали снижается.

В настоящее время наиболее перспективными являются комбинированные способы упрочнения, особенно совмещающие в себе пластическую деформацию и термическую обработку.

Разновидность ТМО, предназначенная для целенаправленного упрочнения поверхностных слоев, — высокотемпературная термомеханическая поверхностная обработка (ВТМПО). Она заключается в нагреве поверхности изделия на заданную глубину, в обкатке ее роликами и в немедленной закалке. Необходимые структура и свойства сердцевины достигаются в результате предварительной термической обработки. Этот метод применяется для изделий, работающих на усталость, или при контактных нагрузках, когда развитие разрушения начинается на поверхности. По данным [202] в результате ВТМПО контактная усталостная прочность стали 9Х повысилась по сравнению с вариантом поверхностной закалки ТВЧ на 250 МПа (с 2000 до 2250 МПа). Контактная усталостная прочность указанной стали в области ограниченной долговечности возросла в 2,5–5,0 раз.

Предельные контактные напряжения, при которых происходит выкрашивание поверхности стали 40Х, после ВТМПО намного выше, чем после упрочнения другими методами (табл. 5.4). С повышением давления обкатки в диапазоне 20–750 Н при температурах 900 и 950 °С возрастают как предел выкрашивания, так и долговечность. Повышение давления сверх оптимального приводит к уменьшению эффекта упрочнения, однако свойства металла остаются все же более высокими, чем после закалки ТВЧ. Это соответствует закономерностям, установленным для ТМО. При недостаточном давлении исходный аустенит упрочняется мало, а плотность возникающих в нем дефектов недостаточна для того, чтобы в конечной структуре после закалки и низкого отпуска были созданы необходимые изменения. При увеличении давления выше оптимального протекают рекристаллизационные процессы при горячей деформации поверхностного слоя, поскольку при ВТМПО температура деформации обычно высокая и, следовательно, могут протекать процессы возврата и начальных стадий рекристаллизации. Тем не менее упрочнение материала все же выше, чем после закалки ТВЧ, так как рекристаллизация протекает лишь в некоторых объемах и получаемый после закалки мартенсит частично образуется из рекристаллизованных зерен аустенита, а частично — из деформированного нерекристаллизованного аустенита. Поскольку рекристаллизация происходит по динамическому механизму, некоторые рекристаллизованные аустенитные зерна успевают вновь наклепаться. Более медленное снижение свойств у стали 9Х по сравнению со сталями 40Х и 40 при давлениях, превышающих оптимальное, обусловлено меньшей склонностью ее к рекристаллизации.

**Предел контактной выносливости стали 40Х
после различных видов обработки**

Вид обработки образцов	Твердость, HRC	Предел выно- сливости, МПа
Объемная закалка с низким отпуском	46–48	94,0
То же с последующей обработкой дробью	49–51	106,0
Закалка ТВЧ с низким отпуском	51–53	118,0
То же с последующей обработкой дробью	54–56	123,3
ВТМПО по оптимальному режиму, отпуск при температуре 180–200 °С	50–52	137,0

Свойства стали после ВТМПО остаются повышенными вплоть до температуры отпуска 300 °С. В процессе работы материал контактирующих поверхностей нагревается до температуры 240–300 °С, в результате чего закаленные поверхностные слои разупрочняются. При этом может происходить преждевременное усталостное выкрашивание. Структура, получаемая после ВТМПО, более устойчива против отпуска и поэтому меньше разупрочняется от рабочих нагревов, чем структура после закалки ТВЧ.

Исследование различных факторов, определяющих эффективность ВТМПО, показало, что можно в достаточно широких пределах варьировать значения параметров ВТМПО и, следовательно, обеспечивать высокое сопротивление деформированию и разрушению в условиях контактной усталости. Это делает процесс ВТМПО весьма технологичным. В результате ВТМПО по сравнению с закалкой ТВЧ возрастает ширина рентгеновских интерференционных линий мартенсита и увеличивается количество остаточного аустенита. Последнее можно объяснить сильной фрагментацией аустенита при высокотемпературной деформации, в результате чего тормозится когерентный рост мартенситных игл. В неотпущенном состоянии количество карбидов в стали после ВТМПО меньше, чем после закалки токами высокой частоты. Последующий отпуск, начиная примерно с температуры 180 °С, приводит к более интенсивному выделению карбидов в деформированном слое, притом более дисперсных. Таким образом, ВТМПО становится причиной значительного количественного и качественного изменения структурных составляющих в поверхностных слоях, что определяет повышение ограниченного предела контактного выкрашивания и контактной выносливости сталей.

Для деталей, работающих в условиях циклических напряжений и статической перегрузки, большую роль играют величины предела текучести и остаточных сжимающих напряжений, так как эффект упрочнения будет сниматься, если предел упругого сопротивления (алгебраическая сумма напряжений от внешней нагрузки и остаточных напряжений первого рода) превысит предел текучести материала $\sigma_{0,2}$. Чем устойчивее эффект поверхностного упрочнения, тем на более поздней стадии нагружения возникнет трещина. Скорость роста трещины зависит от сопротивления хрупкому разрушению, пластичности и величины сжимающих напряжений, тормозящих раскрытие трещины.

Этим требованиям наиболее соответствует сочетание ВТМО и ППД, которое обеспечивает высокие значения предела текучести $\sigma_{0,2}$, сопротивления хрупкому разрушению и пластичности. Кроме того, при ВТМО и ППД создаются значительные сжимающие напряжения в поверхностных слоях, в результате чего снижается скорость роста трещины и обеспечивается повышение долговечности в два-три раза.

Для деталей типа тел вращения наиболее технологичным способом ППД является обкатка роликами. При этом создается более высокий градиент сжимающих остаточных напряжений и упрочненный слой большей глубины, чем при других методах ППД, особенно при мартенситной структуре обрабатываемых деталей.

Одним из методов упрочнения мартенсита с применением деформации является деформационное старение мартенсита (ДСМ) [203]. Оно заключается в деформировании низкоотпущенного мартенсита с небольшим обжатием (около 0,5 %) и с последующим старением при температуре 150–180 °С. В результате такой обработки значительно повышается сопротивление стали малым пластическим деформациям при небольшом приросте сопротивления большим деформациям. Так, в результате ДСМ предел текучести среднеуглеродистых среднелегированных сталей увеличивается на 40–50 % при повышении временного сопротивления лишь на 10–15 %. Изменение свойств стали в результате ДСМ является следствием интегрального воздействия холодной пластической деформации и последеформационного отпуска. Хотя изменение свойств при старении после деформации носит тот же характер, что и при старении после закалки, эти процессы имеют существенные отличительные признаки. Старение в результате холодной деформации в значительной степени обусловлено влиянием большого количества дефектов кристаллического строения деформационного происхождения. Плотность дислокаций возрастает уже после малых деформаций, а при

обжатах свыше 10 % достигает 10^{12} см^{-2} . В этих условиях атомы примесей наикратчайшим путем могут мигрировать к дислокациям и сосредоточиваться на них. При диффузии на большие расстояния взаимодействие примесей внедрения с такими дефектами приводит к созданию атмосфер Коттрелла, которые снижают подвижность дислокаций и вызывают увеличение сопротивления пластической деформации.

Для эффекта деформационного упрочнения мартенсита принципиальное значение имеет содержание углерода, характер и количество легирующих элементов в стали. При заданном способе и степени деформации от состава стали зависят интенсивность повышения плотности дефектов в решетке, развитие субструктуры, механизм и кинетика деформационного старения, степень закрепления дислокаций, геометрия скольжения и т. п. Наиболее подробно сведения о деформационном упрочнении закаленных сталей можно узнать из монографии А.Г. Васильевой [203].

В работе [204] указанный способ реализовали для деталей типа валов в сочетании с холодной продольной раскаткой. Цикл упрочняющей раскатки описан в разделе 5.3. За восемь проходов реализуется суммарная деформация 0,5 %. Суммарное обжатие по диаметру вала составило 0,15–0,20 мм, удлинение вала — в пределах 7–12 мм, усилие раскатки — 60–80 тс. После деформации производили отпуск при температуре 150 °С с выдержкой 3 ч. Холодная продольная раскатка осуществляется на станах ПР-140, на которых возможна обработка деталей типа валов длиной от 1 до 2 м, диаметром от 40 до 70 мм. Низкотемпературное старение производили в электрических печах шахтного типа.

Применение указанной обработки позволило повысить уровень рабочих напряжений валов на 10–20 %. Данная технология внедрена на многих заводах, в результате значительно повысилась надежность и долговечность ответственных деталей и узлов (без увеличения их веса и габаритов). Обеспечено значительное повышение долговечности, а также появилась возможность трех-четырехкратной установки отдельных деталей на машинах, прошедших капитальный ремонт.

В зависимости от условий эксплуатации применяют различные схемы и методы термомеханического упрочнения деталей машин типа длинномерных изделий, пружин и др. [205].

Таким образом, наиболее перспективными являются комбинированные методы упрочнения материалов, целенаправленно подобранные в каждом конкретном случае. Применение таких методов позволяет повысить конструктивную прочность, долговечность и надежность деталей.

ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЕ УПРОЧНЕНИЕ ЗАГОТОВОК С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ДЕФОРМАЦИИ ШТАМПОВКОЙ

6.1. Основные положения и технологические особенности процесса штамповки в режимах ТМО

Одним из наиболее широко распространенных способов пластического формообразования деталей сложной формы является штамповка. В работе [206] описаны металлосберегающие технологии кузнечно-штамповочного производства, основанные главным образом на специальных процессах пластического формообразования, обеспечивающих получение кованных и штампованных поковок, близких по формам и геометрическим размерам к геометрии готовых деталей.

В настоящее время традиционные методы повышения прочности деталей, получаемых из кованных и штампованных поковок (например, сложное легирование, различные виды термической обработки), постепенно исчерпывают свои возможности и становятся все более дорогостоящими. Пользуясь этими способами, можно повысить механические свойства сталей, однако это повышение невелико. Кроме этого, термическая обработка поковок, остывших послековки и горячей штамповки на воздухе, состоящая из закалки и отпуска, требует последующих повторных нагревов в термических цехах под закалку и отпуск, что вызывает необходимость наличия термических печей и влечет за собой дополнительный расход топлива и электроэнергии на нагрев поковок.

Некоторые недостатки можно устранить, если для упрочнения использовать тепло нагреваемых заготовок под штамповку,

которое в настоящее время теряется при охлаждении поковок на воздухе, т. е. реализовать высокотемпературную термомеханическую обработку (ВТМО). При использовании этого тепла экономится топливо, которое можно израсходовать на повторный нагрев поковок под термическую обработку. Кроме того, отпадает необходимость в капитальных затратах на строительство закалочных печей и специального здания для них, а также на оборудование, связанное с работой печей.

Работ, посвященных ТМО при штамповке, мало. Это обстоятельство напрямую связано с неоднородностью пластической деформации при реализации штамповки для изготовления деталей. Между тем при разработке специальных схем пластического деформирования либо при реализации ТМО на деталях не очень сложной конфигурации указанная выше проблема не становится препятствием для внедрения термомеханического упрочнения. В последние десятилетия появились работы, посвященные исследованию и внедрению в производство штамповки в режимах ТМО [48, 207–210].

В подавляющем большинстве случаев ТМО реализуется в условиях действующего деформирующего оборудования — прессов, молотовых штампов и т. п. Наибольший эффект от применения упрочняющей обработки можно получить при использовании прогрессивных способов объемной горячей штамповки. Такими способами являются штамповка выдавливанием на кривошипных горячештамповочных прессах (КГШП) и высокоскоростных молотах (ВСМ), позволяющая получать точные поковки с высокой чистотой поверхности при значительной экономии металла [206], а также гидропрессование, гидродинамическое выдавливание и др. Необходимо отметить, что наряду с классическими схемами — ВТМО, НТМО — в последние годы проявляется тенденция к реализации формообразования в режимах горяче-теплой и теплой деформации (“полугорячее” выдавливание, контролируемая ковка и т.д.) [209, 211].

Реализация схем ТМО при штамповке, как правило, доступнее, чем при прокатке, в силу большего запаса прочности оборудования, а следовательно, и возможности деформирования при пониженных температурах. Необходимо, однако, заметить, что, как и при прокатке, помимо мощности деформирующего оборудования ограничивающим фактором является технологическая пластичность исследуемых материалов. Методика выбора оптимальных параметров ТМО с целью получения требуемого комплекса свойств идентична подходу, используемому при реализации деформирования прокаткой, раскаткой и другими методами. Основными параметрами ТМО являются температура нагрева, степень,

скорость и дробность деформации, промежутки последеформационной выдержки.

Технологический процесс изготовления упрочняемых термомеханической обработкой поковок непрерывен, т. е. вслед за операцией формоизменения следуют фазовые превращения, и наконец, решается важный экономический вопрос — минимальное расходование металла в связи с приближением формы и размеров поковок к форме и размерам готовых деталей, получаемых сразу же в упрочненном состоянии. Однако, несмотря на прогрессивность технологии ТМО, обеспечивающей существенное повышение эксплуатационных свойств сталей и сплавов, она не получила должного распространения в промышленности.

В настоящее время из всех схем термомеханической обработки применяют высокотемпературную термомеханическую обработку и низкотемпературную термомеханическую обработку (НТМО).

При ВТМО, как было отмечено в предыдущих главах, стали подвергают деформации в области максимальной устойчивости аустенита выше температуры его рекристаллизации (выше точки A_{r3}) с последующей закалкой на мартенсит. ВТМО используют для получения сочетания высоких прочностных, пластических свойств и ударной вязкости стали.

При НТМО стали подвергают деформации в области переохлажденного аустенита при температуре выше мартенситной точки, но ниже температуры рекристаллизации с последующей закалкой. По сравнению с НТМО, ВТМО более технологичный процесс, так как при ВТМО можно использовать тепло нагрева под ковку и штамповку, металл обладает меньшим сопротивлением пластической деформации, что позволяет реализовать большие степени обжатия, при этом не нужны нагревательные установки для проведения изотермической выдержки и увеличения мощности штамповочного оборудования, стойкость штампов выше и соответствует обычным процессам штамповки, хотя эффект упрочнения при ВТМО меньше, чем при НТМО.

Результаты термомеханического упрочнения зависят от схемы пластической деформации, от химического состава стали, от формы и размеровковки, от температуры нагрева стали под штамповку, от температуры деформации при штамповке, от степени деформации, от времени подстуживания после штамповки перед закалкой, от состава и температуры охлаждающей жидкости. Чтобы достичь наибольшего эффекта от применения ВТМО и НТМО, необходимо правильно выбрать оптимальные режимы штамповки, обеспечивающие комплекс наиболее высоких механических

свойств стали. Основные исследования процессов ТМО и разработки новой технологии горячей штамповки различных по конфигурации и массе поковок с применением ТМО на различном горячештамповочном оборудовании выполнены кафедрами ЛПИ им. М.И. Калинина “Машины и технология обработки металлов давлением” и “Металловедение и термическая обработка” при непосредственном участии и под руководством авторов совместно с ленинградскими (ныне Санкт-Петербургскими) заводом “Красный Октябрь” и ОАО “Кировский завод” [206, 207, 209, 210].

6.2. ТМО поковок при штамповке выдавливанием на кривошипных и электровинтовых прессах

Чтобы выбрать оптимальные режимы ТМО и определить ее влияние на структуру и механические свойства сталей, были проведены исследования при штамповке на КГШП различных по конфигурации и массе опытных поковок прямым, обратным и комбинированным выдавливанием с применением высокотемпературной термомеханической обработки [206, 210]. Исследования осуществляли при штамповке поковок из сталей 45, 45Х, 45ХН, 40ХС, широко применяемых для изготовления деталей трактора К-701, сталей 12Х2Н4А, 18Х2Н4ВА, 40ХН2МА, идущих на изготовление тяжело нагруженных деталей машин ответственного назначения, и жаропрочного сплава на никелевой основе ХН77ТЮРУ (ЭИ437БУ), предназначенного для изготовления дисков турбонасосных агрегатов.

При штамповке изучали влияние температуры нагрева заготовок под штамповку, температуры деформации, степени деформации и времени подстуживания после деформации перед закалкой на механические свойства и структуру металла деталей. Чтобы получить сравнительные результаты по механическим свойствам деталей, изготовленных с применением и без ВТМО, проводили штамповку по принятому на заводе режиму с последующими закалкой и отпуском.

На основании результатов проведенных исследований при опытной штамповке различных поковок для каждой марки стали были установлены оптимальные режимы ВТМО и разработаны принципиально новая технология и конструкция штампов изготовления машиностроительных поковок с применением ТМО, при степени деформации до 75 % обеспечивающие более высокие

свойства металла по сравнению со свойствами, получаемыми при обычной штамповке поковок и их последующей термической обработке по стандартной технологии (рис. 6.1).



Рис. 6.1. Схема расположения оборудования облойной штамповки (а) и процесса ТМО (б): 1 — исходные заготовки; 2 — нагревательная установка; 3 — нагретые заготовки; 4 — КГШП; 5 — отштампованные поковки; 6 — обрезной пресс; 7 — поковки после обрезки облоя; 8 — печь для закалки; 9 — закалочный бак; 10 — печь для отпуска; 11 — поковки после термообработки

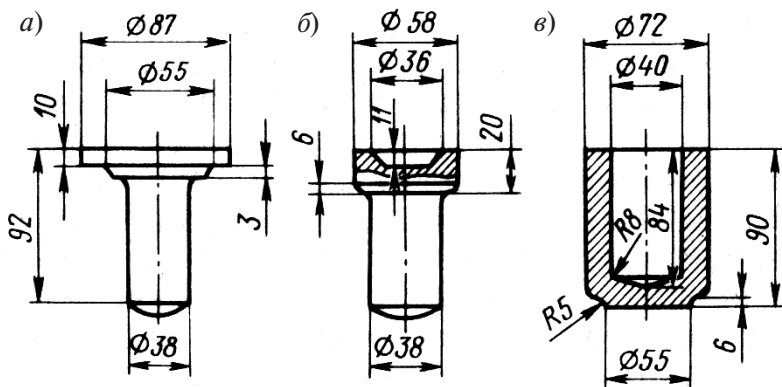


Рис. 6.2. Поковки гайки (а), шестерни (б), стакана (в) для трактора К-701, отштампованные выдавливанием с применением ВТМО

Новая технология была применена при штамповке выдавливанием натуральных (производственных) поковок для изготовления деталей трактора К-701: гайки, шестерни, стакана (рис. 6.2). В настоящее время для указанных деталей поковки получают в открытых штампах на молотах и фрикционных прессах с последующими горячей обрезкой облоя и термической обработкой. При этом 18–20 % металла исходной заготовки уходит в облой и коэффициент использования металла 0,32–0,48.

Применение штамповки выдавливанием на кривошипных горячештамповочных прессах позволяет исключить потери металла в облой, устранить операцию обрезки облоя и высвободить обрезные прессы. При этом коэффициент использования металла увеличивается до 0,38–0,58. Комбинирование процесса выдавливания и ТМО

дают возможность применять тепло ковочного нагрева для проведения термообработки. Шестерню, гайку и стакан штамповали на КГШП усилием 25 МН в специально сконструированных и изготовленных для прямого и обратного выдавливания штампах. Рассмотрим штамп для штамповки обратным выдавливанием поковки стакана с глухой полостью на КГШП усилием 25 МН (рис. 6.3).

Заготовку нагревали в электропечи до температуры аустенизации. Универсальный штамп для штамповки стакана с глухой полостью состоит из нижней

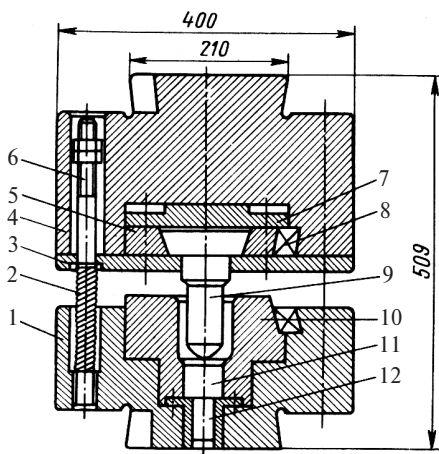


Рис. 6.3. Сечение универсального штампа для штамповки обратным выдавливанием поковки стакана с применением ВТМО

1 и верхней 4 обойм, в которых клином 8 крепятся матрица 10 и пуансонодержатель 5 вместе с пуансоном 9, упирающимся в опорную прокладку 7. Отштампованную поковку удаляют из полости матрицы выталкивателем 11 и толкателем 12, а из пуансона — съемником, который состоит из четырех болтов 6, закрепленных в нижней обойме 1, регулируемых гаек, пружин 2 и съемника 3. На рис. 6.4 представлена схема штамповки выдавливанием с применением ВТМО.



Рис. 6.4. Схема расположения оборудования штамповки выдавливанием (а) и технологическая схема процесса в режимах ТМО (б):

1 — исходные заготовки; 2 — нагревательная установка; 3 — нагретая заготовка; 4 — КГШП; 5 — отштампованные поковки; 6 — печь для отпуска; 7 — поковки после термообработки; 8 — закалочный бак

Рассмотрим механические свойства при прямом выдавливании гайки из стали 45 и шестерни из стали 45Х и обратном выдавливании стакана из стали 40ХС по режимам ВТМО и по заводской технологии (табл. 6.1). Прочностные характеристики σ_B и $\sigma_{0,2}$ у сталей, подвергнутых ВТМО, намного выше, чем у сталей, обработанных по заводской технологии. Предел прочности стали 45 (гайки) повысился на 7 %, а предел текучести — на 8 %. Довольно существенным оказалось влияние ВТМО при изготовлении стакана из стали 40ХС: предел прочности увеличился на 13 %, а предел текучести — на 20 %. Наиболее высокие механические свойства получены при изготовлении шестерни из стали 45Х: предел прочности повысился на 18 %, а предел текучести — на 30 %. Характеристики пластичности σ и ψ и ударной вязкости КСУ снизились, но не вышли за пределы технических условий и допустимых значений, установленных стандартом для исследуемых сталей. Отштампованные поковки имели точные размеры, гладкую, чистую поверхность без каких-либо дефектов.

Таблица 6.1

Механические свойства сталей стержневых и с глухой полостью поковок, изготовленных по режимам ВТМО и по заводской технологии

Поковка, марка стали	σ_B	$\sigma_{0,2}$	δ	ψ	КСУ, кДж/м ²
	МПа		%		
Гайка, 45: ВТМО заводской	814	507	21	61,8	680
	765	47,2	24,3	62,8	700
Шестерня, 45Х: ВТМО заводской	1039	915	14,6	61,4	1240
	883	703	17,2	66,4	1540
Стакан, 40ХС: ВТМО заводской	1061	907	20,3	57,9	1240
	940	756	20,6	63,1	1350

Микроструктурные исследования сталей после различных режимов ВТМО показали, что с увеличением степени деформации с 25 до 80 % размер перлитного зерна уменьшается и в результате неравномерности деформации значительно колеблется по сечению деталей. Деформация при более низкой температуре приводит к уменьшению зерна, но разнотернистость в структуре сохраняется. Строение мартенсита после закалки без применения ВТМО более грубое. При этом мартенсит, как правило, крупноиглочатый, тогда как после режимов ВТМО — мелкоиглочатый.

При штамповке поковок изучали влияние различных режимов ВТМО на порог хладноломкости исследуемых сталей при испытании образцов типа Менаже в температурном режиме от +20 до –100 °С. Порог хладноломкости устанавливали по наличию 50 %-ной волокнистости в изломе ударного образца. Наибольший эффект влияния ВТМО был выявлен для стали 45Х. Для нее уровень порога хладноломкости при обработке по заводской технологии составлял 20 °С, а при ВТМО он был снижен до –60 °С. При применении ВТМО у сталей 40ХС и 45ХН он изменяется менее значительно.

Проведенные исследования и штамповка поковок выдавливанием при изготовлении деталей трактора К-701 с применением ВТМО показали, что новый технологический процесс по сравнению с существующим на заводе значительно повышает прочностные характеристики сталей при сохранении высокого уровня пластичности. При этом поковки получаются более высокого качества, устраняется операция обрезки облоя, повышается коэффициент использования металла, а совмещение нагрева заготовок под штамповку и нагрева под закалку исключает дополнительный нагрев под закалку.

Все вышеперечисленное позволяет значительно снизить трудоемкость и себестоимость изготовления деталей, повысить производительность и обеспечить значительную экономию металла, топлива и электроэнергии.

Были разработаны новые технологии для штамповки выдавливанием с применением ВТМО и других поковок [206, 209]. По существующей серийной технологии поковки вилок из стали 40ХН2МА штампуют при температуре 1160 °С на молоте с массой падающих частей 2,5 т в открытых штампах одновременно по две поковки из заготовки диаметром 60 мм и длиной 210 мм. Заготовки нагревают до температуры 1160 °С в газовой печи и выдерживают 25 мин. После штамповки обрезают облой на обрезном прессе усилием 1,6 МН и охлаждают поковки на воздухе. Затем поковки нагревают до температуры 860 °С в течение 45 мин, закаливают в масле, отпускают при температуре 540 °С (1,5 ч) и охлаждают на воздухе. Процесс весьма трудоемкий и малопроизводительный.

По режиму ВТМО (аустенизация при 860 °С, штамповка при 860 °С, охлаждение в масле, отпуск при 540 °С 1,5 ч, охлаждение на воздухе) поковки вилки из заготовок диаметром 60 мм и длиной 80 мм штамповали выдавливанием за два перехода на КГШП усилием 25 МН. Заготовку нагревали в электропечи до температуры аустенизации и выдерживали 30–35 мин. Поковки, изготовленные по новой технологии с применением ВТМО, имеют более чистую поверхность и более высокую точность по сравнению с поковками, изготавливаемыми по существующей технологии.

Прочностные свойства стали повысились до 15 %. Макроструктура поковок плотная, направление волокон соответствует конфигурации детали, микроструктура — сорбит.

По общепринятой серийной технологии поковки крестовин из стали марки 18Х2Н4ВА изготавливают по следующему режиму: нагревают исходные заготовки диаметром 40 мм и длиной 95 мм в газовой печи до температуры 1180 °С, выдерживают 10–12 мин, штампуют на молоте с массой падающих частей 2,5 т в открытых штампах, обрезают облой в горячем состоянии непосредственно после штамповки на обрезном прессе усилием 1,6 МН, охлаждают на воздухе, закаляют при температуре 860 °С, выдерживают 30–35 мин, охлаждают в масле, отпускают при температуре 175 °С, выдерживают 1,5 ч, охлаждают на воздухе.

По новой технологии с применением ВТМО поковки крестовин штамповали выдавливанием за один переход из заготовок диаметром 40 мм и длиной 65 мм в штампах с горизонтальной плоскостью разреза матриц на КГШП усилием 25 МН по следующему

режиму: нагревают до температуры 860 °С, выдерживают 35–40 мин, штампуют при температуре 860 °С, охлаждают в масле, отпускают при температуре 175 °С, выдерживают 1,5 ч, охлаждают на воздухе.

Прочностные свойства поковок крестовин, отштампованных по новой технологии, были выше на 25 % прочностных свойств поковок, изготовленных по существующей технологии облойной штамповкой. Микроструктура металла поковок — скрытокристаллический мартенсит, что свидетельствует о положительном влиянии ВТМО. Макроструктура более плотная, чем у поковок, отштампованных по существующей технологии, и направление волокон соответствует конфигурации поковок.

Чтобы диски турбонасосных агрегатов (ТНА), работающих в сложнапряженных условиях как по температурам, так и по механическим нагрузкам, изготовить и горячей, и холодной обработкой, их материалы должны отвечать высоким требованиям: высокое сопротивление окислению от агрессивных газовых сред при высоких температурах, высокая жаропрочность, необходимый запас пластичности и удовлетворительные технологические свойства. Наиболее благоприятное сочетание этих свойств обеспечивает дискам ТНА высокую надежность работы, снижение массы, повышение удельной прочности, что весьма важно для получения высоких параметров двигательных установок.

По серийной технологии диски из жаропрочного сплава на никелевой основе ХН77ТЮР (ЭИ437БУ) штампуют в открытых штампах на КГШП усилием 25 МН с последующей обрезкой облоя и термической обработкой по стандартному для этого сплава режиму: закалка при температуре 1080 °С (8 ч), старение при температуре 700 °С (16 ч). Для этой технологии характерен низкий коэффициент использования металла и большая трудоемкость изготовления деталей дисков. На основании проведенных исследований свойств указанного сплава (после термомеханической обработки штампованных выдавливанием стержневых поковок), в результате которых установлен эффект повышения предела прочности, длительной прочности, ударной вязкости, целесообразно изготовление поковок дисков турбонасосных агрегатов с применением ТМО. Разработана принципиально новая технология штамповки дисков ТНА из этого сплава комбинированным выдавливанием в двухручьевом штампе на КГШП усилием 25 МН [83]. Рассмотрим новую технологию штамповки малых дисков из сплава ХН77ТЮРУ (ЭИ437БУ) при ТМО с применением ТМО (рис. 6.5).

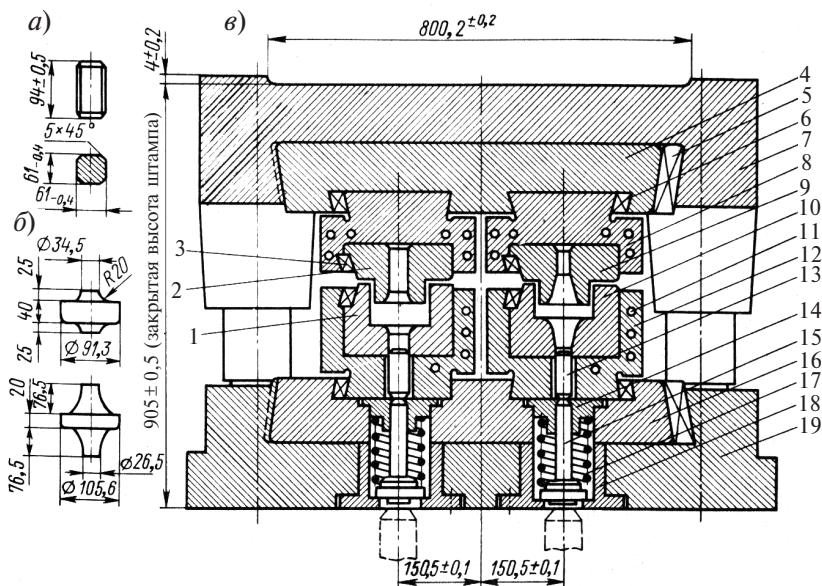


Рис. 6.5. Исходная заготовка (а), переходы (б) и штамп (в) для штамповки комбинированным выдавливанием малых дисков из сплава ХН77ТЮРУ (ЭИ437БУ) по новой технологии с применением ТМО

В нижней и верхней основной и подкладных плитах 7, 19, 4, 16 расположены два гнезда для нижних выталкивателей 15, которые упираются в промежуточные стержни 13. Втулки 14 и 18 служат для направления перемещения выталкивателей, а пружины 17 — для возвращения выталкивателей в нижнее положение. В верхней и нижней подкладных плитах крепятся клинья 6 обоймы 12 с матрицами 10 и 1 и пуансонодержатели 8 с пуансонами 9 и 2. Пуансоны крепятся клиньями 3, а подкладные — клиньями 5. При штамповке поковок дисков ТНА предусмотрен электрообогрев штампов до температуры 250–300 °С. С этой целью в нижней и верхней обоймах сделаны отверстия 11 для медных нагревателей. Кованные штанги со стороной квадрата 65 мм разрезали на мерные заготовки длиной 97^{+2}_{-1} мм на анодно-механическом станке или дисковых пилах, затем их отжигали, фрезеровали по размеру квадратного сечения $61^{-0.4}$ мм длиной $94 \pm 0,5$ мм и проверяли ультразвуковым дефектоскопом на отсутствие внутренних пороков металла. Температура нагрева исходных заготовок под штамповку в первом ручье 1150 ± 10 °С, температура конца штамповки 1000–1040 °С. Фасонные

заготовки, полученные в первом ручье, нагревали под штамповку в окончательном ручье при температуре 1080 °С в течение 8 ч. После окончательной штамповки поковки дисков подвергали старению при температуре 750 °С в течение 16 ч.

Новая технология штамповки дисков с применением ТМО позволяет получать поковки с более высокими механическими свойствами по сравнению с поковками, отштампованными и термически обработанными по обычным режимам, диски с более плотной макроструктурой, не имеющей разнотекучности, с направлением волокна, ориентированным по конфигурации поковки. Предел прочности сплава ХН77ТЮРУ повок дисков повышается на 25–30 %, а ударная вязкость — в 1,5–2,0 раза. Длительная прочность равна или превосходит длительную прочность сплава после обычного режима штамповки и термообработки.

Новая технология штамповки дисков ТНА с применением ТМО снижает себестоимость и норму расхода остродефицитного никелевого сплава для малых дисков с 4,6 кг (по старой технологии) до 3,6 кг (по новой технологии), т. е. на 21,5 %, а для больших дисков ТНА — соответственно с 35 до 18 кг, т. е. на 48,5 %.

Чтобы улучшить комплекс механических характеристик применяемых клапанных сталей 40ХН, 4Х9С2, 4Х10С2М и 4Х14Н14В2М, на куйбышевском заводе “Автотрактородеталь” исследовали влияние степени и температуры деформации и предварительной выдержки заготовки на механические свойства указанных сталей и разработали новую технологию штамповки повок клапанов с применением ТМО [206].

По существующей на заводе технологии после штамповки поковки клапанов подвергали термической обработке, заключающейся в закалке при температуре 1230–1250 °С (для чего использовали камерные высокотемпературные печи) и в последующем старении при температуре 750 °С.

Для штамповки повок клапанов из аустенитной жаропрочной стали 4Х14Н14В2М по новой технологии в режиме ТМО была разработана конструкция автоматизированного переключателя (рис. 6.6). Исходные заготовки нагревают до температуры 1150–1180 °С на установках ТВЧ. Штамповку выдавливанием производят при температуре 1080–1130 °С. После предварительной штамповки в первом ручье заготовку подстуживают до температуры 680–720 °С, затем штампуют в окончательном ручье и охлаждают в воде.

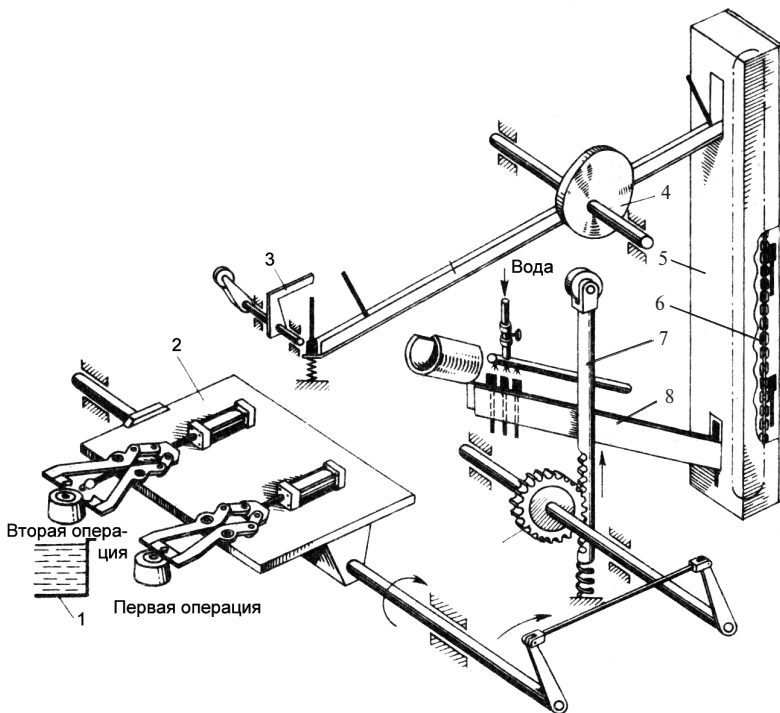
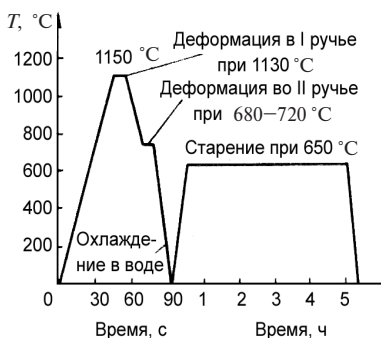


Рис. 6.6. Кинематическая схема штамповки клапанов из стали 4X14Н14В2М с подстуживанием для ТМО:

1 — закалочный бак; 2 — плита с автоматическим клещевым зажимом заготовок; 3 — отсекающий; 4 — эксцентрик привода пресса; 5 — конвейерная печь; 6 — цепной конвейер с захватом; 7 — приводная рейка; 8 — склиз подачи

Рассмотрим режимы ТМО поковок клапанов из стали 4X14Н14В2М и режимы ВТМО и старения этой же стали с применением автоматизированного переключателя (рис. 6.7). ТМО значительно повышает прочностные характеристики по сравнению с такими же характеристиками стали, обработанной по заводскому режиму (закалка при 1230 °С и старение), при всех режимах обработки и температурах деформации 750–600 °С достигаются высокие значения пластичности. После ТМО и старения при температуре 650 °С структура поковок клапанов улучшается, зерна сильно измельчены, а структура у клапанов, изготовленных по старой технологии, — крупное аустенитное зерно с небольшим количеством избыточных карбидов.

а)



б)

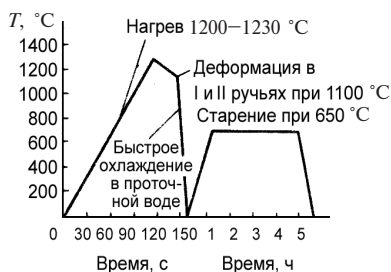


Рис. 6.7. Режимы ТМО и старения (а), ВТМО и старения с применением автоматизированного переключателя (б) при штамповке поковок клапанов из стали 4X14H14B2M

Новая технология, совмещающая операции пластической деформации и термической обработки, позволяет исключить из технологических линий производства поковок клапанов закалочные печи, а внедрение термоупрочняющей технологии штамповки поковок клапанов с применением ТМО — сократить производственный цикл, транспортные и эксплуатационные расходы, улучшить условия эксплуатации и главное — повысить моторесурс двигателей.

Для выяснения возможности использования ВТМО при штамповке поковок на электровинтовых прессах и ее влияния на качество и механические свойства сталей штамповку выдавливанием стержневых и с глухой полостью (стаканов) машиностроительных деталей из сталей 12X2H4A и 18X2H4BA производили на электровинтовом прессе модели P55-480 усилием 23 МН [206].

Стержневые поковки с диаметрами утолщенной части 55, 54, 50 мм, стержня 48, 38, 22 мм и высотой соответственно 80, 90, 128 мм штамповали при степенях 25, 50, 80 % (рис. 6.8, а). Исходными заготовками служили цилиндрические заготовки диаметром 50 мм и высотой 75, 70, 47 мм. Мерные заготовки нагревали до температуры аустенизации в электропечи ОКБ-210. Температуру в печи контролировали хромель-алюмелевой термопарой и регулировали потенциометром ЭПД-12. При штамповке стержневых поковок прямым выдавливанием использовали одноручьевого штамп (рис. 6.8, в) с электроподогревом.

Прочностные свойства сталей у отштампованных поковок после ВТМО выше, чем у поковок, изготовленных по заводской технологии. ВТМО повышает предел прочности σ_B и предел текучести $\sigma_{0,2}$ у поковок из стали 12Х2Н4А на 7–10 %, из стали 18Х2Н4ВА — на 5–9 % по сравнению с заводским режимом штамповки. Характеристики пластичности остаются почти без изменения и соответствуют требованиям технических условий. Из сравнения прочностных свойств сталей 12Х2Н4А и 18Х2Н4ВА после ВТМО с их прочностными свойствами в исходном состоянии следует, что повышение σ_B и $\sigma_{0,2}$ при ВТМО составляет 10–30 %, а пластические характеристики остаются почти без изменения.

Поковки стаканов (рис. 6.8, б) штамповали обратным выдавливанием в режиме ВТМО на электровинтовом прессе усилием 23 МН при степенях деформации 21, 54, 63 % из заготовок диаметром

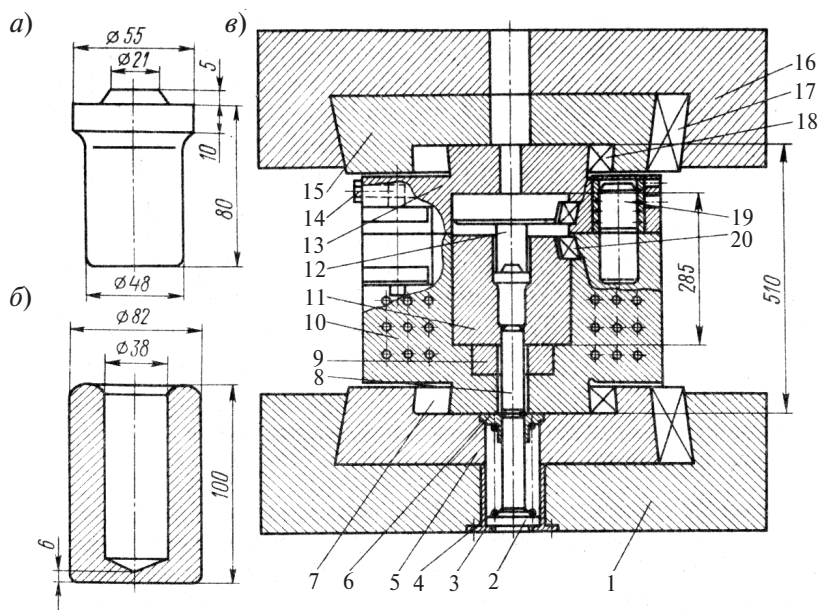


Рис. 6.8. Стержневые поковки (а), поковки с глухой полостью (б) и штамп (в) для штамповки стержневых поковок выдавливанием на электровинтовом прессе:

- 1, 16 — основные плиты; 2 — выталкиватель; 3, 6 — втулки; 4 — пружина; 5, 15 — подкладные плиты; 7 — шпонка; 8 — толкатель; 9 — плита; 10, 13 — обоймы; 11 — матрица; 12 — пуансон; 14 — болт; 17, 18, 20 — клинья; 19 — колонка

80 мм и высотой 89, 64, 50 мм, которые нагревали в камерной электропечи ОКБ-210. Результаты механических испытаний образцов, вырезанных из отштампованных на электровинтовом прессе поковок стаканов из сталей 12Х2Н4А и 18Х2Н4ВА по режиму ВТМО и стандартной заводской технологии, показывают, что ВТМО повышает $\sigma_{0,2}$ и σ_B для стали 12Х2Н4А на 5–15 %, для стали 18Х2Н4ВА — на 20–35 % и ударную вязкость КСУ для стали 18Х2Н4ВА — на 20–58 % по сравнению с характеристиками, получаемыми для этих сталей по стандартному режиму.

Значительное повышение прочностных характеристик, получаемое в результате применения ВТМО, позволяет при изготовлении машиностроительных деталей этим методом уменьшить сечение деталей без снижения их прочности и сократить расход металла при производстве машин.

В последнее время все чаще применяют штамповку поковок на высокоскоростных молотах, позволяющую изготавливать точные поковки сложной конфигурации с незначительными припусками на дальнейшую механическую обработку. В связи с этим целесообразно выявить эффект упрочнения сталей при высокоскоростной штамповке с применением ВТМО.

Покówki в виде стержня с утолщением на конце из сталей различных классов (45, 40ХН2МА, 18Х2Н4ВА и 12Х18Н10Т) штамповали на высокоскоростной установке при скоростях деформирования 20–35 м/с [206]. Сравнение механических свойств поковок, получаемых высокоскоростной штамповкой по режимам ВТМО, с механическими свойствами поковок, отштампованных по стандартному режиму на обычном штамповочном оборудовании, показало, что применение ВТМО при высокоскоростной штамповке позволяет повысить σ_B и $\sigma_{0,2}$ у стали 45 на 10 и 15 %, а у стали 40ХН2МА — на 7 и 8 % соответственно. У стали 18Х2Н4ВА прочностные характеристики после ВТМО и стандартной технологии совпадают. Максимальное упрочнение получено на поковках из стали 12Х18Н10Т, где σ_B увеличилось на 16 %, а $\sigma_{0,2}$ — на 60 %.

6.3. ТМО поковок при штамповке в открытых штампах на молотах

Штамповка поковок в открытых штампах на молотах с применением термомеханической обработки — более сложный и более

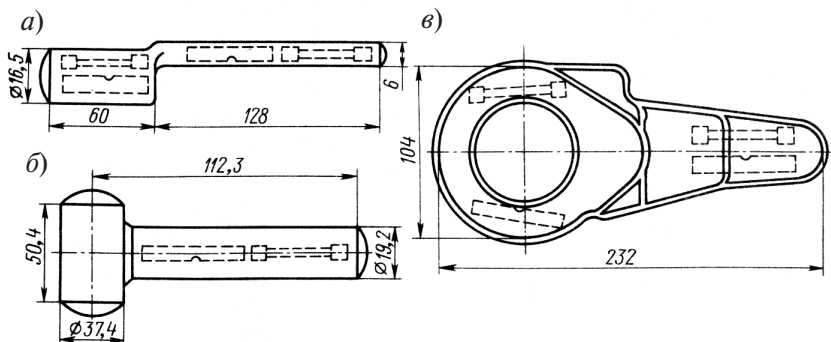


Рис. 6.9. Поковки рычага (а), серьги (б) и рычага тормоза (в) трактора “Кировец”, отштампованные с применением ВТМО

трудоемкий процесс, чем штамповка выдавливанием на кривошипных горячештамповочных прессах. Если при выдавливании штамповку можно осуществлять за один переход и время между завершением деформации и закалкой малó, то при штамповке в открытых штампах необходимо дополнительно производить формообразующие операции в заготовительных ручьях штампа и обрезку облоя перед закалкой, в процессе которых поковки охлаждаются. К тому же эти операции требуют дополнительного времени. Кроме того, изготовление поковок с применением термомеханической обработки осложняется еще и тем, что поковки, как правило, имеют сложные поперечные сечения и различные степени деформации при формообразовании. Поэтому необходимо было выяснить, как термомеханическая обработка влияет на повышение механических свойств сталей, а также каковы возможности использования данного метода при штамповке поковок с вытянутой осью сложной конфигурации на молотах в открытых штампах. Для этого по новой технологии штамповали поковки рычага, серьги, рычага тормоза и вилки скользящей из сталей 45, 45Х и 45ХС для деталей трактора “Кировец” (рис. 6.9) [206, 207, 210]. Для получения сравнительных данных о механических свойствах деталей, изготовленных с применением и без ВТМО, штамповку и термообработку поковок с вытянутой осью в открытых штампах на молотах осуществляли по режимам ВТМО и заводской технологии (без ВТМО).

Поковки рычага, серьги, рычага тормоза и вилки скользящей штамповали из заготовки соответственно диаметрами 25, 30, 60 и 110 мм и длиной 140, 90, 190 и 205 мм. Заготовки до температуры

аустенизации нагревали в пламенной газовой печи ПН-34, температуру печи регулировали автоматическим потенциометром с электрическим регулирующим устройством СПР-1. Колебание температуры не превышало $\pm 10^\circ\text{C}$. Заготовки под штамповку нагревали в течение 20–90 мин. Рычаг и серьгу штамповали на штамповочном молоте с массой падающих частей 1 т в двухручьевом штампе с подкатным и чистовым ручьями, а облой обрезали на обрезном прессе усилием 1,5 МН. Рычаг тормоза штамповали на молоте с массой падающих частей 2,8 т в двухручьевом штампе (рис. 6.10), а облой обрезали и перемычку прокалывали на обрезном прессе усилием 2,5 МН. Вилку скользящую массой 12,45 кг штамповали на молоте с массой падающих частей 3 т в трехручьевом штампе, а облой обрезали на обрезном прессе усилием 2,5 МН.

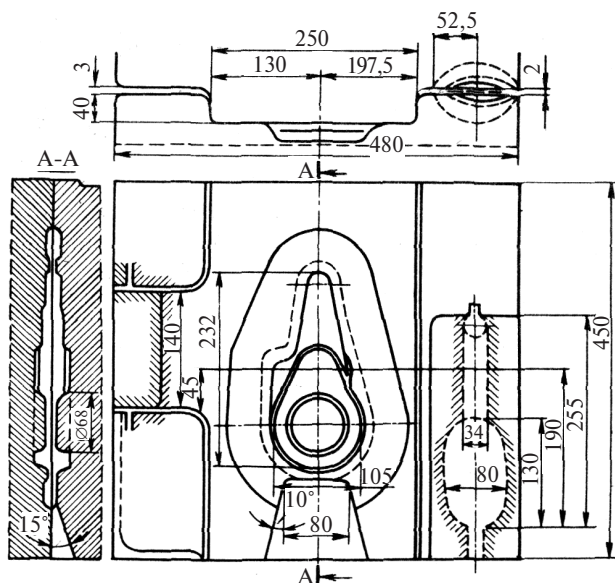


Рис. 6.10. Двухручьевой штамп для штамповки на молоте поковки рычага тормоза трактора “Кировец”

Время на транспортировку нагретой заготовки от печи к молоту, на штамповку, на транспортировку от молота к обрезному прессу и на обрезку облой может изменяться в широких пределах в зависимости от организации рабочего места, от массы и конфигурации поковки, от числа ручьев в штампе, от скорости транспортировки

заготовки и поковки и от других параметров. Поэтому температуру поковки после обрезки облоя перед закалкой нельзя снижать до температуры распада аустенита. При штамповке рассматриваемых поковок суммарное время, необходимое для выполнения технологических операций, составляло от 28 до 60 с. Этого времени оказалось достаточно, чтобы температура поковок перед закалкой не снизилась до температуры распада аустенита. Поковки рычага штамповали при степени деформации 72 %, серьги — при 60 %, рычага тормоза — при 70 %.

Для сравнения полученных механических свойств проводили штамповку по общепринятому на заводе режиму (без применения ВТМО) с последующей закалкой и высоким отпускком. При штамповке с применением ВТМО и по заводскому режиму был назначен высокий отпуск, снижающий твердость упрочненного металла до значений, приемлемых при существующем уровне развития металлообработки. Все отштампованные поковки прошли металлографические исследования и механические испытания на прочность при разрыве и на ударную вязкость. В связи с тем что поковка вилки скользящей имеет отростки “уши”, которые несут большую нагрузку и являются ответственными частями детали, для изучения механических свойств во всех частях поковки образцы вырезались из различных мест. Представим результаты механических испытаний образцов поковок с вытянутой осью, изготовленных из сталей 45, 45Х, 40ХС в открытых штампах на молотах по режиму ВТМО и по заводской технологии (табл. 6.2).

Таблица 6.2

Механические свойства сталей поковок с вытянутой осью, отштампованных по режимам ВТМО и по заводской технологии

Поковка, марка стали	σ_B	$\sigma_{0,2}$	δ	Ψ	КСУ, кДж/м ²
	МПа		%		
Рычаг, 45: ВТМО заводской	1000 745	902 478	13,1 17,2	44,3 61,0	1300 840
Серьга, 45Х: ВТМО заводской	1130 1002	1020 903	10,7 9,6	37,1 45,2	880 570
Рычаг тормоза, 45Х: ВТМО заводской	965 848	856 575	19,4 24,0	53,0 53,2	1120 820
Вилка скользящая, 40ХС: ВТМО заводской	1052 925	934 720	16,5 20,5	52,5 61,9	600 990

Новая технология штамповки методом ВТМО обеспечивает изготовление поковок с более высокими механическими свойствами по сравнению со штамповкой их по принятому на заводе режиму.

Штамповка поковок рычага с применением ВТМО в отличие от штамповки без нее повышает предел прочности на 36 %, предел текучести — на 90 %, а ударную вязкость — в 1,6 раза. У поковок серьги и рычага тормоза, отштампованных по режиму ВТМО, соответственно увеличились предел прочности — на 13 и на 14 %, предел текучести — на 14 и на 49 %, ударная вязкость — в 1,6 и в 1,4 раза. У поковок вилки скользящей предел прочности повысился в стержне на 14 %, а в ушах — на 12 %, предел текучести увеличился в стержне на 30 %, а в ушах — на 25 %. Пластические характеристики несколько снизились, но на уровне технических условий. Снижение ударной вязкости у поковок вилки скользящей из стали 40Х связано с переходом через точку A_3 и с распадом аустенита. Изучение микроструктуры отштампованных поковок показало, что мартенсит у поковок, изготовленных по заводскому режиму, как правило, крупноигльчатый, тогда как после ВТМО он мелкоигльчатый.

Таким образом, подтверждается возможность изготавливать в производственных условиях в открытых штампах на молотах методом ВТМО натурные поковки сложной конфигурации с повышенными прочностными свойствами.

6.4. ТМО поковок при штамповке на горизонтально-ковочных машинах

Штамповка на горизонтально-ковочных машинах отличается от штамповки в открытых штампах на молотах и КГШП тем, что заготовка деформируется в закрытых штампах (безоблойная штамповка). При штамповке на ГKM металл не расходится в облой, волокна металла получают очертания контура поковки и не перерезаются, что повышает прочность деталей машин. Значительный боковой подпор стенок полости штампа повышает гидростатическое давление, в результате чего пластичность металла возрастает, что особенно важно при штамповке малопластичных металлов.

Учитывая указанные особенности штамповки на ГKM, важно изучить возможности изготовления поковок этим способом деформирования металла с применением ВТМО. Для этой цели была разработана технология штамповки поковок сателлита из стали 45ХН — наиболее тяжело нагруженной и массовой детали трактора К-701.

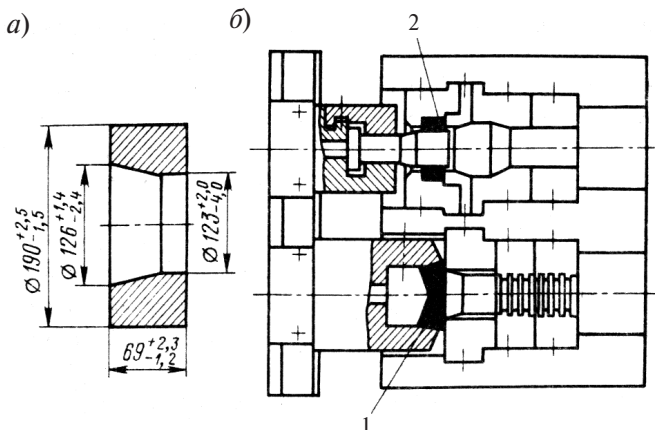


Рис. 6.11. Поковка сателлита (а) трактора К-701 и двухручьева штамп (б) для ее штамповки на ГКМ с применением ВТМО:

1, 2 — предварительный и окончательный ручки

Были определены режимы штамповки и термообработки поковок, изготавливаемых в закрытых штампах на ГКМ. При этом изучались прочностные и пластические свойства, ударная вязкость в зависимости от температуры нагрева под штамповку, от температуры деформации, от времени подстуживания перед закалкой и от температуры закалки.

Поковки сателлита штамповали в закрытых штампах на ГКМ усилием 20 МН в двухручьевом штампе (формовка с наметкой в пуансоне и просечка, рис. 6.11). Заготовкой служила штанга длиной 4 м. Штангу длиной 800 мм нагревали в индукционной печи, кран-балкой загружали в индуктор, выдавали ее из индуктора и подавали к ГКМ, нагревали 5 мин и за 10 с транспортировали ее к машине и штамповали. Длина заготовки для штамповки одного сателлита 126 мм, масса заготовки 9,6 кг, масса поковки 9,2 кг. Поковки закаливали в масляном баке емкостью 400 л.

Результаты испытаний механических свойств образцов поковок сателлитов, отштампованных на ГКМ по новой технологии, показали ее высокую эффективность. Прочностные характеристики стали 45ХН поковок сателлитов, подвергнутой режимам ВТМО, намного выше, чем обработанной по заводской технологии. У сателлитов, отштампованных по режимам ВТМО, прирост предела

прочности составляет 20–26 %, предела текучести — 34–40 %, пластических свойств — 5–15 % и ударной вязкости — 12–21 %.

Макроструктурный анализ показал, что поковки, отштампованные по заводскому режиму, имели микроструктуру крупнодисперсного сорбита с мартенситной ориентировкой, тогда как поковки, изготовленные по режимам ВТМО, — структуру дисперсного сорбита, что позволило получить более высокие механические свойства. При данных условиях обработки увеличение времени выдержки между окончанием штамповки сателлитов и закалкой с 30 до 90 с существенно не изменяет механические свойства стали 45ХН, что весьма важно, так как при штамповке поковок с применением ТМО в производственных условиях требуется время для передачи поковок от штамповочного агрегата к закалочному баку.

Следовательно, изготовление поковок сателлита из стали 45ХН в производственных условиях на ГKM по принятым режимам ВТМО обеспечивает повышение прочностных характеристик на 20–40 % при значительном увеличении пластических характеристик и ударной вязкости.

Рассмотренные новые технологии штамповки выдавливанием в закрытых и открытых штампах поковок из широко применяемых в машиностроении сталей и сплавов с применением термомеханической обработки обеспечивают более высокие свойства металла по сравнению со свойствами, полученными при обычной штамповке поковок и их последующей термической обработке по стандартному режиму. В зависимости от выбранного режима ТМО можно получать комплекс механических свойств с различными сочетаниями прочностных и пластических характеристик.

Новые технологии изготовления разных по конфигурации и массе поковок с применением ТМО могут быть осуществлены на универсальном горячештамповочном оборудовании — на молотах, КГШП, электровинтовых прессах, высокоскоростных установках и ГKM. Штамповка поковок с применением ТМО позволяет значительно увеличить производительность и снизить трудоемкость и себестоимость изготовления поковок при более высоком их качестве. Совмещение нагрева под деформацию с нагревом под закалку при ТМО исключает дополнительный нагрев под закалку.

Однако, несмотря на очевидную целесообразность внедрения ТМО для экономии легирующих элементов, снижения расхода металла и массы деталей, повышения их стойкости, эта прогрессивная технология, к сожалению, не находит применения в машиностроении.

Увеличение производства поковок, упрочненных ТМО, является одной из важнейших задач машиностроения, и в настоящее время нет каких-либо серьезных препятствий для внедрения ТМО в производство. Технологический процесс изготовления поковок с применением ТМО следует рекомендовать для широкого внедрения в существующих горячештамповочных цехах и учитывать его в проектах при проектировании и строительстве новых кузнечно-штамповочных цехов.

6.5. Структура и механические свойства упрочненных заготовок из различных сталей

Предметом исследования ТМО были различные марки сталей — 40, 45, У9, 40Х, 40ХН, 40ХНМ, 37ХН3А, 18Х2Н4А, 45ХНМФ, 47Х8, 42ХН5С, 37ХГСА, 08-12Х12Н10Т, 38ХС, Р6М5 и др. [206–210].

Рассмотрим результаты исследования влияния ряда важнейших параметров ВТМО: температуры деформации T_d , степени деформации ϵ и последеформационной выдержки τ на структуру и механические свойства поковок из стали 12Х18Н10Т [210].

В качестве исходных заготовок использовали прокат круглого сечения диаметром 56 мм и высотой, обеспечивающей степень деформации в пределах 10–50 %. Нагрев исходных заготовок производили в двухкамерной нагревательной печи, а ковку на паровоздушном молоте — с массой подающих частей 7,35 кН.

Режимы ВТМО и результаты механических испытаний представлены в табл. 6.3.

Таблица 6.3

Механические свойства поковок из стали 12Х18Н10Т после ВТМО и ОТО

Номер режи- ма	Вид обра- ботки	Режим обработки		Результаты опытов					
		$T_{\text{д}}$, °C	ε , %	τ , с	$\sigma_{0,2}$	$\sigma_{\text{в}}$	δ	ψ	НВ
					МПа		%		
1	ВТМО	1050	40	2	270	560	60,7	74,0	137
2	ВТМО	1050	40	120	238	548	61,2	72,0	131
3	ВТМО	900	40	2	300	597	51,7	70,5	163
4	ВТМО	900	40	120	304	610	49,1	63,4	156
5	ВТМО	1050	20	2	265	569	58,2	71,4	137

Номер режи- ма	Вид обра- ботки	Режим об- работки		Результаты опытов					
		$T_{\text{д}}$, °C	ε , %	τ , с	$\sigma_{0,2}$	$\sigma_{\text{в}}$	δ	ψ	НВ
					МПа		%		
6	ВТМО	1050	20	120	255	579	56,0	64,8	131
7	ВТМО	900	20	2	371	583	54,4	66,7	171
8	ВТМО	900	20	120	392	620	48,6	57,8	179
9	ВТМО	970	30	61	305	566	55,9	64,3	156
ОТО		1100 °C, вода		—	276	580	52,5	64,9	137
Требования ГОСТ 5949—75		—		—	≥ 200	≥ 520	≥ 40,0	≥ 55,0	—

Структурные изменения в стали изучали на протравленных шлифах, вырезанных вдоль диаметра поковок, методом металлографического анализа.

Установлено, что микроструктура стали после ВТМО резко отличается от структуры стали, подвергнутой обычной термообработке (ОТО). В результате ОТО и ВТМО поковок наблюдается такое же строение, как и при прокате. При ОТО это полиэдрическая структура с большим количеством двойников отжига. Имеются крупные карбиды и карбонитриды. После ВТМО в зависимости от режима сформировалась различная структура, характеризующаяся для одних режимов отсутствием рекристаллизованных зерен, а для других — развитием рекристаллизации различной степени. Понижение температуры и степени деформирования приводит к уменьшению количества рекристаллизованных зерен. Это обуславливает рост прочностных и небольшое снижение пластических свойств, поскольку при рекристаллизации в результате перераспределения и аннигиляции дислокаций происходит радикальное уменьшение плотности дислокаций. Кроме того, понижение температуры деформирования в процессе деформирования и после него вызывает распад твердого раствора аустенита с выделением из него карбидов. При ОТО они крупные и располагаются в основном по границам зерен, после ВТМО карбидные частицы становятся мельче и располагаются равномерно по объему зерен. Это обычно приводит к изменению характера разрушения от интеркристаллитного к транскристаллитному, что благоприятно отражается на повышении конструктивной прочности сталей.

Влияние длительности последеформационной выдержки в исследуемом диапазоне факторного пространства оказалось не существенным. Это связано с малой склонностью аустенитной стали, имеющей низкую энергию дефектов упаковки, к протеканию статической рекристаллизации и соответствует диаграммам рекристаллизации, построенным для аналогичной стали при прокатке с ВТМО [20].

Результаты механических испытаний свидетельствуют, что ВТМО по режимам 3, 4, 7, 8 (см. табл. 6.3) приводит к повышению прочностных свойств стали. При ВТМО по режимам 1, 2, 5, 6 прочностные свойства снижаются по сравнению с обычной термообработкой. Наибольший прирост предела текучести наблюдается у заготовок, подвергнутых ВТМО по режиму 8, и составляет примерно 42 % по отношению к $\sigma_{0,2}$, полученному в результате ОТО. При этом уровень пластических свойств снизился, однако остался в пределах требований ГОСТ 5949–75.

ВТМО, проведенная по режиму 2, приводит к снижению предела текучести примерно на 14 % по сравнению с ОТО, при этом пластические свойства возрастают. Такое отличие в свойствах сталей обусловлено различным сочетанием параметров процесса, что свидетельствует о больших возможностях данного процесса для получения металла с заданными механическими свойствами. Изменение твердости находится в устойчивой корреляции с прочностными характеристиками. Наибольшее влияние на механические свойства в исследуемом диапазоне значений факторов оказывает температура деформирования, несколько меньше — степень деформации. Наименее влияет на прочностные характеристики последеформационная выдержка.

Влияние температуры деформации однозначно — с ее понижением возрастают прочностные свойства и уменьшаются пластические. Это согласуется с результатами, полученными при прокатке подобной стали с применением ВТМО [20]. Однако, в отличие от указанной работы, в наших исследованиях увеличение степени деформации привело к снижению прочностных и увеличению пластических свойств, что можно объяснить следующими причинами:

- а) схема деформации;
- б) отличие уровней исследуемых факторов;
- в) температура нагрева (в нашем случае во всех экспериментах она равна 1100 °С и деформирование осуществлялось после подстуживания до заданных температур, а в работе [20] описан нагрев, который производили до температуры деформирования).

Рассматривая взаимосвязь структуры и механических свойств, было обнаружено известное соответствие между долей рекристаллизованных объемов и величиной сопротивления пластической деформации.

Так же как и в работе [20], по мере увеличения доли рекристаллизованных зерен уменьшается предел текучести и временное сопротивление, при этом пластические свойства меняются в обратном направлении.

6.6. Контролируемая ковка

Одной из наиболее перспективных схем термомеханической обработки для применения в промышленности является контролируемая ковка. Базируясь на низко- и среднеуглеродистых сталях, микролегированные стали с контролируемой ковкой обеспечивают прочностные свойства, эквивалентные свойствам улучшенных сталей, без термообработки благодаря небольшим добавкам карбидо- и нитридообразующих элементов и определенным режимамковки. При этом формируются и достаточно хорошие технологические свойства, позволяющие применять микролегированные стали в условиях массового автоматизированного производства [211].

Одной из основных областей применения этих сталей является автомобилестроение. Многие зарубежные фирмы (“Фиат”, Италия; “Рено”, Франция; “Фольксваген”, Германия и др.) начали использовать для изготовления коленчатых валов, шатунов, ступиц, деталей рулевого управления микролегированные стали с контролируемой ковкой, заменив ими легированные улучшаемые стали или высокопрочный чугун.

Конечные свойства деталей из микролегированных сталей в значительной степени зависят от термомеханического воздействия на металл в процессековки. При невыполнении ряда условийковки и охлаждения использование микролегирующих элементов может не улучшить, а ухудшить комплекс их свойств. Например, повышение температурковки стали, содержащей по 0,007 % ниобия и ванадия, до 1200 °С в заготовках толще 80 мм приводит к образованию 20 %-ного бейнита и снижению ударной вязкости [211].

Следует иметь в виду, что вклад дисперсионного упрочнения зависит от размера и количества выделенных частиц, которые, в свою очередь, обусловлены главным образом режимамиковки. Так,

размер частиц определяется температурой их выделения и уменьшается с ее понижением. Количество выделенных частиц связано с температурой аустенитизации (чем она выше, тем значительнее растворение фазы и больше выделится частиц при охлаждении) и со скоростью охлаждения, лимитирующей объем этих выделений и их укрупнение. Большое влияние на размер частиц оказывают температура и степень горячей деформации, которая стимулирует выделение карбонитридной фазы из твердого раствора. Те крупные частицы, которые не растворяются при аустенитизации, на упрочнение почти не влияют.

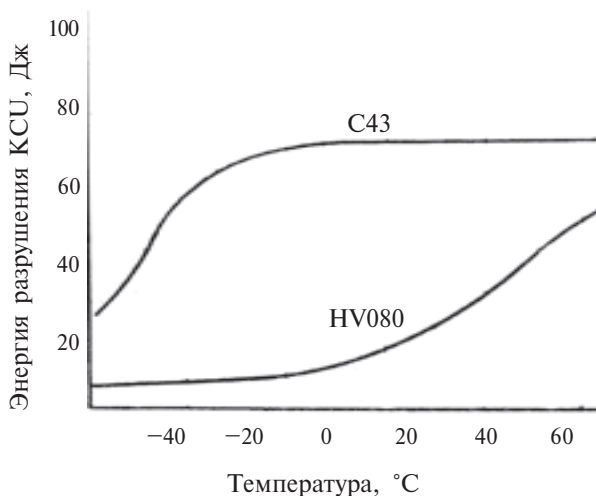


Рис. 6.12. Зависимость ударной вязкости от температуры сталей HV080 (микролегированной стали с контролируемой ковкой) и C43 (термоулучшенной)

При горячей деформации переменными параметрами являются скорость и продолжительность нагрева при аустенитизации, температура аустенитизации и ковки, время подстуживания от температуры аустенитизации до температуры ковки, количество переходов в процессе ковки, степень деформации и скорость охлаждения в различных температурных интервалах после ковки.

При аустенитизации скорость и продолжительность нагрева сталей определяются способом нагрева. Чем больше скорость и меньше время аустенитизации, тем слабее обезуглероживание и окисление поверхности, меньше размер аустенитного зерна перед ковкой. Поэтому целесообразно применять индукционный нагрев заготовок.

Оптимальная температура аустенитизации определяется составом стали. С одной стороны, она должна быть достаточно высокой, чтобы обеспечить растворение и последующее выделение дисперсной фазы. С другой стороны, растворение всех частиц может привести к образованию крупнозернистой структуры аустенита, а следовательно, к снижению вязкости металла. Вместе с тем при повышении температуры аустенитизации возрастает доля растворившихся карбонитридов, что увеличивает вклад последующего дисперсионного твердения в общее упрочнение стали [211].

Следует также иметь в виду, что легирование твердого раствора аустенита растворившимися при высоких температурах элементами (V, Nb, Ti) существенно повышает его устойчивость. В зависимости от других параметровковки это может привести к образованию продуктов бездиффузионного распада аустенита, к измельчению ферритно-перлитной структуры либо к увеличению объемной доли перлита.

Таким образом, влияние температуры аустенитизации на свойства стали определяется выбранной системой легирования и режимом горячей деформации.

Важным параметром режимаковки является температура горячей деформации, и прежде всего температура концаковки. С ее понижением резко повышается ударная вязкость, образуется более тонкая ферритно-перлитная структура. Влияние температуры конца деформации повышается с увеличением сечения поковок. Для получения благоприятного сочетания прочности и вязкости рекомендуется ковку проводить в интервале температур 1100–800 °С. Однако следует иметь в виду, что понижение температуры концаковки вызывает снижение стойкости штамповой оснастки и требует применения более мощных прессов.

Скорость охлаждения стали послековки является основным фактором, определяющим тип конечной структуры и твердость металла. Это можно проиллюстрировать следующими примерами.

После аустенитизации при температуре 1200 °С образцы из стали 50ГФ (0,1 % V) и 50ГБ (0,08 % Nb) охлаждали с различной скоростью. При этом в стали с ванадием при скорости охлаждения менее 12 °С/с обеспечивалась ферритно-перлитная структура, а с уменьшением скорости охлаждения от 12 до 4 °С/с количество феррита увеличивается от 0 до 20 %. В стали с ниобием ферритно-перлитная структура образуется при скоростях охлаждения менее 4,5 °С/с. При повышении скорости охлаждения до 5 °С/с в стали уже образуется до 50 % бейнита.

ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЕ УПРОЧНЕНИЕ ПРОВОЛОКИ

7.1. Развитие современных методов создания особо высокопрочных сталей

Проблемы повышения прочности конструкционных материалов, особенно сталей, давно привлекают внимание металлургов, так как их разрешение должно обеспечить долговечность и надежность работы машин, их металлоемкость. Традиционные способы повышения прочности стали увеличением содержания углерода, легированием и пластической деформацией (наклеп) практически исчерпаны. К тому же недостатком таких способов является обратная зависимость прочности от пластичности и сопротивления хрупкому разрушению. Один из перспективных методов, все чаще использующийся на практике, — применение азота как заменителя углерода, позволяющего реализовать механизм упрочнения твердого раствора элементом внедрения [212–215].

Существует схема зависимости прочности от количества искажений (дефектов) в металлическом кристалле, а также фактические данные о влиянии строения, состава и обработки на величину предела прочности Fe и сталей [216]. Сопоставив эти данные со значениями традиционным способом получаемой пластичности (рис. 7.1), можно убедиться в том, что максимальные значения прочности (3500–4000 МПа) достигаются для высокоуглеродистой стали (0,6–0,7 % C) патентированием и холодным наклепом (волочением) с суммарным обжатием более 95 %. Такой вид обработки может быть реализован только при производстве проволоки диаметром менее 0,1 мм. Величина удлинения проволоки незначительна.

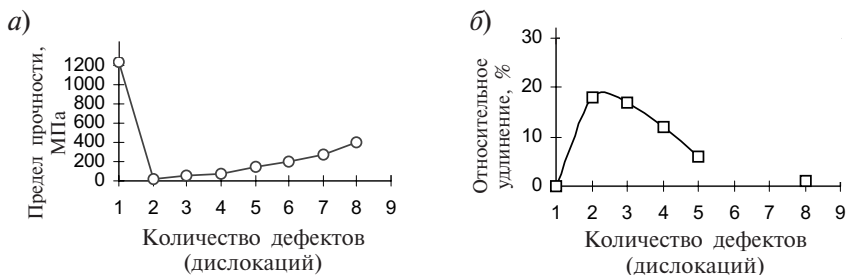


Рис. 7.1. Зависимость предела прочности (а) и относительного удлинения (б) Fe и сталей от плотности дислокаций в нитевидных бездефектных кристаллах (1), технически чистом Fe (2), стали со структурой перлита (3), бейнита (4), мартенсита (5), после термомеханической обработки (6), деформационного старения мартенсита с применением гидроэкструзии (7), патентирования и холодного наклепа высокоуглеродистой стали (8)

Пути решения указанной проблемы известны. Они сводятся к максимальному измельчению элементов структуры мартенсита и упрочняющих фаз (карбиды, нитриды, интерметаллиды), созданию высокой плотности дислокаций (порядка 10^{11} см^{-2}) при равномерном их распределении и обеспечении условий релаксации локальных пиковых напряжений. Современные методы обработки, обеспечивающие образование указанной структуры, основаны на сочетании различной последовательности процессов пластической деформации с фазовыми превращениями. Рассмотрим несколько способов деформационно-термической обработки (рис. 7.2).

По сравнению с обычной, высокотемпературной (горячей) обработкой металлов давлением (вариант 1) современные методы упрочнения осуществляют по заданным температурно-деформационно-временным параметрам.

Контролируемая (точнее, регулируемая) прокатка (вариант 2) применяется для обработки низколегированных малоуглеродистых сталей и главным образом измельчением ферритного зерна обеспечивает предел прочности σ_b около 600 МПа при высоких значениях пластичности ($\delta = 25\text{--}30\%$) и ударной вязкости ($KCU = 0,8\text{--}1,2 \text{ МДж/м}^2$) [169].

При удовлетворительных показателях пластичности и ударной вязкости высокую прочность сталей ($\sigma_b = 1800\text{--}2000 \text{ МПа}$) можно получить, используя методы 3–5 (см. рис. 7.2). При этом термомеханическую обработку на структуру перлита (вариант 3) следует

сочетать с последующей упрочняющей термической обработкой (с закалкой на мартенсит) [16, 20, 111, 112]. Термомеханическая обработка на структуру бейнита (вариант 4) приводит к прочностимости стали, закаленной на мартенсит, но с более высокими значениями пластичности и ударной вязкости.

Наиболее распространенным и освоенным в промышленности методом является высокотемпературная термомеханическая обработка (вариант 5), которая обеспечивает образование полигональной мелкозернистой структуры мартенсита и соответственно высокое сопротивление разрушению.

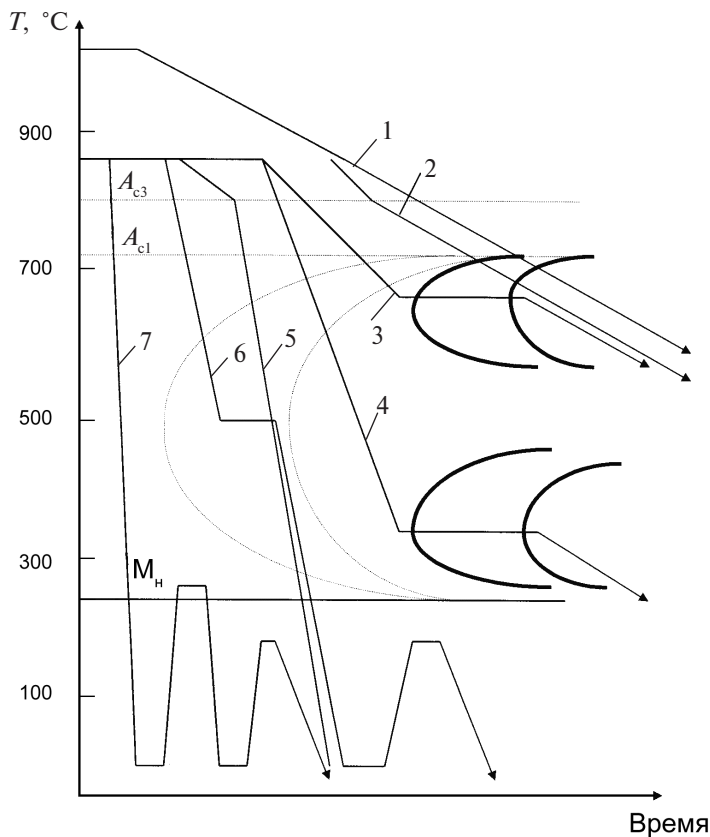


Рис. 7.2. Схема способов деформационно-термической обработки:

1 — горячая прокатка; 2 — регулируемая прокатка; 3 — ТМО с перлитным превращением; 4 — ТМО с бейнитным превращением; 5 — ВТМО; 6 — НТМО; 7 — ДСМ

Высокопрочное состояние ($\sigma_b > 2200$ МПа) достигается применением низкотемпературной термомеханической обработки или деформационного старения мартенсита (варианты 6 и 7). На ленте толщиной 1 мм из стали 40Х5МВФС методом НТМО, но при невысоких значениях пластичности ($\delta = 4\text{--}5\%$, $\psi = 15\text{--}20\%$) получено $\sigma_b = 2500\text{--}2700$ МПа. Хорошее сочетание прочности ($\sigma_b = 2200\text{--}1400$ МПа, $\sigma_{0,2} = 2000\text{--}2200$ МПа), пластичности ($\delta = 8\text{--}10\%$, $\psi = 45\text{--}50\%$) и ударной вязкости ($KCU = 0,8\text{--}0,9$ МДж/м²) на сталях типа ХНМС (0,35–0,40 % С) в прутках диаметром 10–20 мм достигается в результате ДСМ с применением гидроэкструзии [216]. Наиболее эффективна такая обработка в комбинации с ВТМО или на сверхмелкое зерно аустенита (размером 3–5 мкм). В этом случае при $\sigma_b = 2750\text{--}2900$ МПа сохраняются удовлетворительные значения пластичности ($\delta = 6\text{--}8\%$, $\psi = 35\text{--}40\%$).

7.2. Регулируемое охлаждение катанки в потоке проволочных станов

Наряду с промышленным применением технологии одностадийного ускоренного охлаждения на проволочных станах 150 Белорецкого и Череповецкого (ЧерМК, ныне ОАО “Северсталь”) меткомбинатов освоено двухстадийное охлаждение катанки [217]. Двухстадийное охлаждение низкоуглеродистой катанки приводит к повышению ее прочности и ухудшению деформируемости при последующем волочении. В процессе освоения производства катанки на стане 150 ЧерМК были разработаны режимы ее регулируемого охлаждения в зависимости от марочного сортамента. Рассмотрим результат оценки свойств низкоуглеродистой и канатной катанки (табл. 7.1).

Катанка, подвергнутая как одно-, так и двухстадийному охлаждению, удовлетворяет требованиям ГОСТ 14085–79 и ОСТ 14-37–78. При этом после двухстадийного охлаждения она имеет более однородную структуру по сечению и меньший разброс свойств по длине раската.

Ускоренно охлажденную низкоуглеродистую и канатную катанку перерабатывали на проволоку на Череповецком сталепрокатном заводе. Увеличение в три-пять раз массы бунта при двухстадийном охлаждении сокращает количество технологических сварок и, следовательно, обрывов при волочении катанки, что повышает производительность труда на метизном переделе.

Таблица 7.1

Свойства низкоуглеродистой и канатной катанки

Способ охлаждения	Марка стали	$\sigma_{\text{в}}$, Н/мм ²	ψ	δ	q , кг/т	ВДЗ, балл	Δ , мкм	ОС, мм	Ф/П, %	СО, мм
			$\frac{\psi}{\delta}$							
Одностадийный	Сталь 1кп	385	78	—	10	8,9	Более 0,2	—	10/90	—
Двухстадийный	Сталь 1кп	390	75	—	5	8,9	Не более 0,2	—	5/95	—
Одностадийный	70	930	12	38	9	8	0,16—0,20	0,08—0,10	—	0,3
Двухстадийный	70	1050	13	42	4	8—10	0,12—0,15	0,09—0,15	—	Нет

Примечание. q — количество окалины; ВДЗ — величина действительного зерна; Δ — истинное межпластиночное расстояние в перлите, в сердцевине катанки; ОС — глубина обезуглероженного слоя; Ф/П — соотношение феррита и перлита; СО — сорбит отпуска.

Низкоуглеродистую катанку из стали 1кп после одно- и двухстадийного охлаждения подвергали волочению по маршруту: 6,5–5,2–4,1–3,3–2,7–2,25–2,0. Механические свойства готовой проволоки из катанки, охлажденной одно- и двухстадийным способом, удовлетворяют требованиям ГОСТ 3282–74.

Канатную катанку (0,75 % С) диаметром 6,5 мм после одностадийного охлаждения (стан 280 ЧерМК) перерабатывали по следующей технологии: волочение катанки на передельную заготовку диаметром 4,53 мм, патентирование, травление, волочение заготовки до диаметра 2,0 мм. Такую же катанку, но прошедшую двухстадийное охлаждение, подвергали волочению по маршруту: 6,5–5,75–5,11–4,53–4,0–3,53–3,02–2,58–2,22–2,0 (суммарная деформация — 90,5 %) без промежуточной термической обработки.

Таким образом, при переработке канатной катанки, охлажденной двухстадийным способом, сокращается один термотравильный передел, что позволяет сократить расходный коэффициент металла при волочении, снизить потребление электроэнергии, природного газа, буры, селитры и износ волочильного инструмента.

7.3. Термомеханическая обработка пружин

Ввиду большого разнообразия конструкций пружин невозможен какой-либо универсальный технологический прием повышения их работоспособности. С целью использования упрочняющего воздействия ТМО разработаны два варианта технологии применительно к пружинам, имеющим показатель жесткости больше или меньше четырех [163].

Первый вариант основан на повышении прочности исходного пружинного материала с высокой устойчивостью упрочняющего эффекта, способного сохраниться в процессе производства и термической обработки пружины. Второй вариант заключается в термомеханической обработке пружины, при которой упрочняющей является деформация навивки (или гибки — для плоских пружин). Второй вариант нельзя считать универсальным способом ввиду того, что у большинства пружин степени деформации, получающиеся при навивке, недостаточны. Необходимые деформации могут быть получены только при изготовлении жестких пружин.

При производстве пружин из закаливаемых сталей основные технологические операции — это навивка (холодная или горячая) и закалка с отпуском. Технологический процесс должен быть комплексным, учитывающим технологию получения как проволоки, так и пружин. На основании результатов исследований, приведенных ранее, можно разработать схему комплексного процесса производства высокопрочных винтовых пружин: ВТМО проволоки — термическая обработка проволоки — навивка — окончательная термическая обработка — окончательная отделка.

Результаты исследований позволяют сформулировать требования к каждому этапу процесса. Способ осуществления ВТМО должен учитывать условия нагружения пружины при эксплуатации. С этой точки зрения применяемая в схеме ВТМО проволоки деформация волочением предопределяет назначение пружин — такие пружины будут иметь повышенные эксплуатационные характеристики только в условиях периодического нагружения. Такое предположение, сделанное на основании анализа результатов испытаний образцов и проволоки в условиях статического (растяжение, кручение) и периодического нагружений, было подтверждено и результатами испытания пружин. Пружины испытывали также при статическом и периодическом приложении нагрузки. При статическом нагружении изучались кривые деформирования и остаточная деформация (осадка) после сжатия до соприкосновения витков пружин, навитых из

обычной и термомеханически упрочненной при деформации волочением проволоки. Результаты испытаний показали, что кривые нагрузка—деформация и для обычных пружин, и для пружин из проволоки в ВТМО почти совпадают. Осадка одинакова в обоих случаях (2,5—3,0 %) и также не выявляет преимущества пружин из проволоки с ВТМО. Эти данные подтверждены многочисленными контрольными испытаниями в процессе отладки производства пружин из термомеханически упрочненной проволоки и объясняются обнаруженной при испытании на растяжение и кручение анизотропией упрочнения проволоки при ВТМО с однонаправленной деформацией волочением. Для повышения характеристик пружин, работающих в статических условиях нагружения, необходимо изменить схему деформации при ВТМО.

Термическая обработка проволоки перед навивкой пружин имеет две цели — подготовить проволоку (снизить твердость) к операции навивки и стабилизировать субструктуру. Как показано, последнее обеспечивается низким отпуском при температуре 220—300 °С. Для определенной номенклатуры пружин (с малой жесткостью) стабилизирующий низкий отпуск может стать причиной снижения твердости до значений, удовлетворяющих условию навивки. Для снижения твердости должен проводиться промежуточный отпуск при температурах, с одной стороны предотвращающих развитие рекристаллизации и значительное изменение дислокационной субструктуры, а с другой стороны понижающих твердость.

Окончательная термическая обработка зависит от термической обработки проволоки перед навивкой. При навивке пружин из низкоотпущенной проволоки окончательной термической обработкой может быть отпуск при температуре 220—300 °С, необходимый для снятия возникших при навивке остаточных напряжений и для дополнительной стабилизации субструктуры.

Окончательная термическая обработка пружин из высокоотпущенной термомеханически упрочненной проволоки из стали 50ХФА помимо операции скоростной закалки и отпуска должна включать в себя дополнительный стабилизирующий отпуск после навивки. Необходимость в этом отпуске связана с тем, что при холодной навивке пластическая деформация материала может разрушить дислокационную субструктуру и, следовательно, исключить или уменьшить эффект упрочнения пружин.

При исследовании свойств стали 55ХГР после ВТМО с деформацией прокаткой показано отрицательное влияние холодной деформации на механические свойства стали после ВТМО, низкого и высокого отпуска. Установлено также, что отрицательное воз-

действие холодной деформации может быть компенсировано дополнительным стабилизирующим отпуском перед закалкой. Эти результаты делают необходимым исследование влияния отпуска после навивки на сопротивление усталости пружин из стали 50ХФА, обладающей меньшей термической и механической устойчивостью структуры, чем сталь 55ХГР. Окончательная отделка пружин заключается в поверхностном упрочнении дробеструйной или гидроабразивной обработкой.

О.И. Шавриным с соавторами были проведены исследования влияния параметров технологического процесса на усталость пружин, навитых из высокоотпущенной проволоки [163]. Рассмотрим исследованные технологические режимы (табл. 7.2).

Таблица 7.2

**Режимы термической обработки проволоки и пружин
при изучении эффекта наследования**

Но- мер режи- ма	ВТМО*			ПТО**		
	Темпе- ратура дефор- мации, °C	Степень деформа- ции, %	Темпера- тура от- пуска, °C	Темпера- тура ста- билизи- рующего отпуска, °C	Режим закалки	Темпера- тура оконча- тельного отпуска, °C
I	920	20	240	350	Нагрев в свинцо- вой ван- не при 870 °C в тече- ние 60 с, охлаж- дение в масле	320
II	920	20	240	400		320
III	920	20	240	450		320
IV	920	20	240	500		320
V	870	20	240	400		320
VI	960	20	240	400		320
VII	960	20	—	400		320
VIII	920	20	—	400		320
IX	920	10	240	400		320
X	920	30	240	400		320
XI	920	20	240	400		320
XII	920	20	240	400		320
XIII	Навивка пружины + обычная закалка от 850—860 °C в течение 20 мин; охлаждение в масле; отпуск при 420 °C в течение 40 мин					

* Окончательная операция — смягчающий отпуск при 650 °С, 0,5 ч.

** Повторная термическая обработка пружин.

Термомеханическую обработку проволоки проводили с использованием нагрева ТВЧ и деформации волочением. Пружины испытывали на усталость (с одновременным изучением релаксации напряжения) на стенде, имеющем синусоидальный характер нагружения. Цикл нагружения пульсирующий, частота 10 Гц. Влияние первого стабилизирующего отпуска изучали при испытании пружин, обработанных по режимам II, VI–VIII. Результаты испытаний (рис. 7.3) свидетельствуют о том, что после ВТМО при обеих температурах деформации (920 и 960 °С) стабилизирующий низкий отпуск увеличивает долговечность пружин.

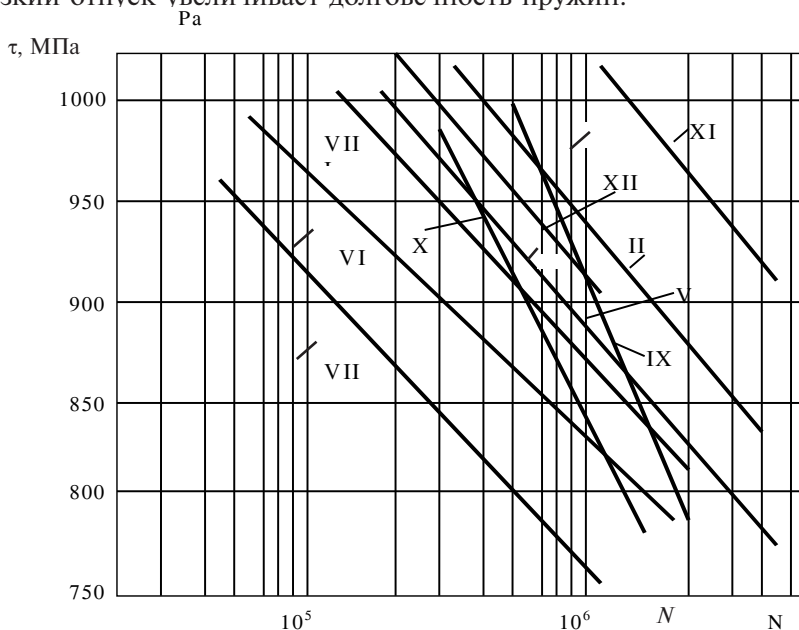


Рис. 7.3. Результаты испытаний на усталость пружин: цифры у кривых — номера режимов (см. табл. 7.2)

Эти данные подтверждают вывод о важности сохранения субструктуры, образовавшейся в процессе деформации для получения эффекта наследования. Характер субструктуры во многом определяется температурой деформации. С ростом температуры деформации увеличивается опасность преобладания процессов динамической и статической рекристаллизации. Такая структура должна обладать пониженной стабильностью. Имеются данные о большей тепловой устойчивости субструктуры, полученной при повышенной температуре деформации.

На рис. 7.3 показано, как изменяется сопротивление усталости пружин, полученных из проволоки, деформированной при разных температурах, — зависимость (по ограниченному пределу выносливости и циклической долговечности) имеет экстремальный характер с максимумом при температуре 920 °С. Увеличение температуры деформации до 960 °С существенно снижает сопротивление усталости. Оба показателя усталости даже ниже, чем у контрольных пружин. Зависимость свойств проволоки из стали 50ХФА от температуры деформации определяется действием нескольких процессов, не однозначно влияющих на свойства: с одной стороны, повышение температуры выше 900 °С приводит к растворению карбидов ванадия, увеличивая легированность твердого раствора, с другой — ускоряется рост зерен и увеличивается опасность рекристаллизации, которая может протекать и в ходе деформации. В результате уже при температуре деформации 960 °С наряду с высокой прочностью сталь обладает низкой пластичностью. Пониженная стабильность структуры стали после деформации при температуре 960 °С и определяет зависимость сопротивления усталости пружин от температуры деформации.

Требования, которым должна удовлетворять температура промежуточного отпуска, указаны выше. Было исследовано влияние температуры промежуточного отпуска на твердость проволоки из стали 50ХФА, подвергнутой ВТМО ($t_{\text{деф}} = 920\text{ °С}$, $\lambda = 20\%$) и отпуску при температуре 240 °С:

Температура промежуточного отпуска, °С	700	650	600	550
Твердость HRC	200*	29	37	39,5

* НВ.

Указанным требованиям удовлетворяет температура промежуточного отпуска 650 °С. С одной стороны, твердость стали 50ХФА после получасовой выдержки при температуре 650 °С соответствует требованиям холодной навивки, с другой стороны, обеспечивает устойчивость структуры — отсутствие роста зерен при повторной закалке. Гистограммы распределения размеров зерен в образцах после повторной закалки и предшествующего отпуска при температурах 600 и 650 °С отличаются незначительно. Кроме того, сталь после повторной закалки и промежуточного отпуска при температуре 650 °С имеет наилучшую пластичность. Дополнительную стабилизирующую роль играет выделение при отпуске в интервале температур 600–650 °С высокодисперсной карбидной фазы [163].

Влияние дополнительного стабилизирующего отпуска после операции гибки или навивки перед закалкой на сопротивление усталости исследовали на винтовых пружинах, проволоке и V-образных пружинах, работающих на изгиб. Температура отпуска изменялась в интервале 350–500 °С. Испытания ($\tau = 1100$ МПа) винтовых пружин, отпущенных после навивки перед закалкой при указанных температурах, показали, что максимальной циклической долговечностью $1,5 \cdot 10^5$ циклов обладают пружины после отпуска при температуре 400 °С. После отпуска при температурах 350 и 450 °С число циклов до разрушения в среднем в два раза меньше.

Для изучения холодной деформации на наследование повышенных свойств стали 50ХФА после ВТМО, проводимой по двум режимам (1) $t_{\text{деф}} = 920$ °С, $\lambda = 20$ %, отпуск при 650 °С, 0,5 ч; 2 ($t_{\text{деф}} = 920$ °С, $\lambda = 20$ %, отпуск при 240 °С, 1 ч и при 650 °С, 0,5 ч), проволоочные образцы подвергали холодной деформации прокаткой со степенью обжатия 10–12 % (в соответствии с величиной технологической деформации). После холодной деформации часть образцов закачивали с нагревом в свинцовой ванне при температуре 860 °С в течение 60 с и с охлаждением в масле, остальные образцы предварительно отпускали при температурах 240, 300, 380, 460 °С в течение 1 ч. Окончательный отпуск для всех образцов проводили при температуре 240 °С в течение 1 ч. Холодная пластическая деформация (рис. 7.4) снижает прочностные свойства стали 50ХФА после последующей закалки без отпуска. Низкий отпуск, проводимый между деформацией и повторной закалкой и способствующий упорядочению дислокационной структуры, увеличивает прочностные свойства. Максимальное временное сопротивление достигается после отпуска при температуре 380 °С. Дополнительный стабилизирующий отпуск при температуре 240 °С (перед смягчающим отпуском при 650 °С) оказывает благоприятное влияние на свойства стали 50ХФА после ВТМО и повторной термической обработки. Прочностные свойства проволоки с дополнительным отпуском на 30–50 МПа выше, чем у проволоки без дополнительного отпуска.

Результаты испытаний пружин подтвердили данные, полученные при испытании проволоки. Пружины, изготовленные по схеме наследования без дополнительного отпуска после гибки и чеканки, имели пониженную циклическую долговечность (в лучшем случае на уровне серийных). Применение отпуска повысило циклическую долговечность пружин в 1,5–2,0 раза по сравнению с долговечностью серийных.

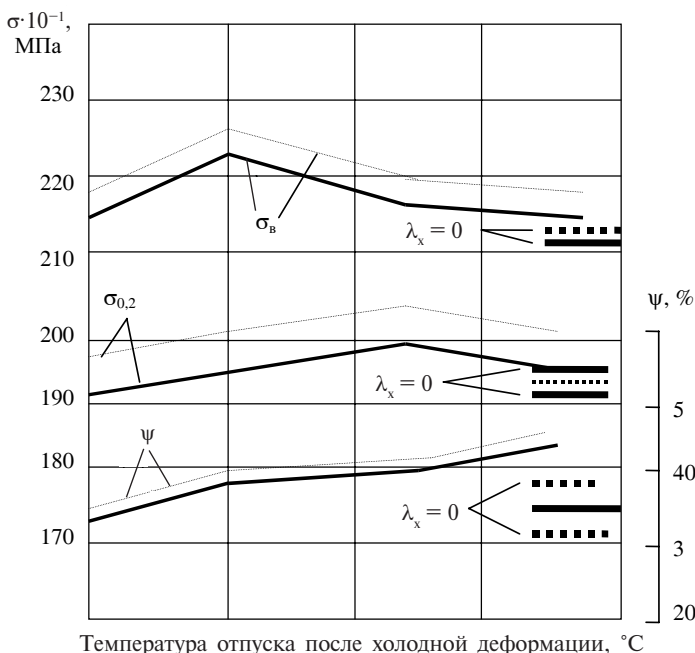


Рис. 7.4. Влияние холодной деформации и отпуска на свойства стали 50ХФА после повторной заковки — отпуск при 240 $^{\circ}\text{C}$ + заковка от 50 $^{\circ}\text{C}$; — — — заковка от 650 $^{\circ}\text{C}$; — — — холодная деформация без отпуска

Степень деформации при ВТМО определяет уровень свойств в проволоке и пружинах и после повторной термической обработки. Результаты испытания пружин показывают, что ограниченный предел выносливости (см. рис. 7.3) при степенях деформации 10 и 20 % повышается соответственно до 875 и 930 МПа (на базе $1 \cdot 10^6$ циклов), а при степени деформации 30 % снижается даже ниже предела выносливости контрольных пружин (840 и 860 МПа соответственно). Здесь можно отметить аналогию со свойствами при статическом растяжении: после ВТМО и после обработки на наследование максимальные свойства имеет сталь, деформированная на 20 %; при 30 %-ной деформации все характеристики существенно снижаются. Это можно соотнести с фактом, о котором упоминалось ранее, — увеличение скорости рекристаллизации с ростом степени деформации, о чем свидетельствуют данные об изменении размера зерен (особенно при температуре деформации 960 $^{\circ}\text{C}$). С повышением деформации

гистограммы распределения зерен сдвигаются влево. Это и влияет на понижение усталостных свойств пружин после повторной закалки.

Аналогично влияние температуры деформации при ВТМО на уровень свойств и для повторной закалки. Повышение температуры до 920 °С приводит к интенсивному росту зерен аустенита. Для получения мелкозернистой структуры и высокого уровня прочностных свойств температура нагрева для повторной закалки не должна превышать 870 °С.

Повышенный запас пластичности стали после повторной закалки позволяет реализовать повышенную прочность низкоотпущенной стали — максимальная циклическая долговечность пружин получена после отпуска при температуре 240 °С (см. рис. 7.3). При напряжении $\tau = 1000$ МПа циклическая долговечность пружин после ВТМО и повторной термической обработки (отпуск при 240 °С) возрастает в 11 раз по сравнению с циклической долговечностью контрольных пружин.

Пластическая деформация в субмикрообъемах, которая, как показано ранее, приводит к возникновению усталостной трещины, может быть выявлена и по релаксации напряжений периодически нагружаемых деталей. Стали и сплавы, характеризующиеся пониженной подвижностью дефектов, должны лучше сопротивляться релаксации напряжений, которая проще всего обнаруживается в момент возникновения остаточной деформации или, если говорить о пружинах, по осадке в процессе испытания периодическими нагрузками. Учитывая особенности дислокационного строения сталей после ВТМО и повышенное сопротивление их малым пластическим деформациям, можно ожидать и увеличения релаксационной стойкости пружин из проволоки, подвергнутой ВТМО.

Релаксация напряжений в пружинах выявлялась по изменению высоты и силовой характеристики пружин после испытания их до определенного числа циклов. Испытания проводили при двух напряжениях: 1000 и 850 МПа. Релаксация определялась как отношение $(\Delta\tau/\tau) 100 \%$, где τ — напряжение в пружине при нагружении до испытания, $\Delta\tau$ — падение напряжения в пружине при нагружении после испытания.

Результаты испытаний показывают, что после термомеханической обработки и повторной закалки склонность к релаксации напряжений уменьшается почти в два раза по сравнению с традиционным способом закаленными пружинами. Исследование релаксации напряжений подтверждает выводы, полученные при

изучении внутреннего трения и влияния субструктуры материала на его сопротивление усталости [163].

Для изготовления пружин с повышенными эксплуатационными характеристиками организовано промышленное производство проволоки [163].

Промышленная установка (рис. 7.5) [а. с. № 622529 (СССР)] состоит из волочильного стана (1/650) 1, двух индукторов нагрева 11 и 7, соединенных с блоками нагрузочных контуров 10 и 8 высокочастотных установок ВЧИЗ-160/0,066, волокодержателя 5 с форсуночным охлаждающим устройством 4, индуктора подогрева проволоки 2, соединенного с высокочастотным трансформатором 3, термоизолятора 9, правильно-задающего устройства 12 и фигурки 13. Температура нагрева проволоки контролируется фотоэлектрическим пирометром ФЭП-4, оптическая головка 6 которого установлена непосредственно перед волокодержателем. Волочильный стан имеет два сменных барабана диаметром 650 и 550 мм для обеспечения ВТМО проволоки диаметром от 2,5 до 7 мм.

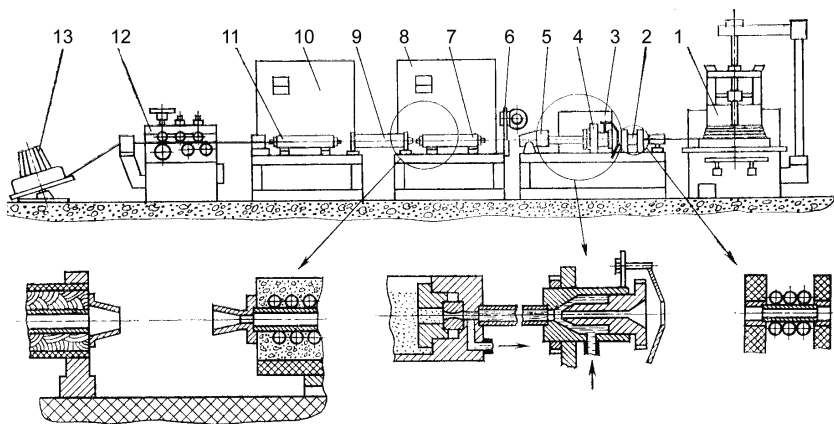


Рис. 7.5. Установка для ВТМО пружинной проволоки [163]

Волокодержатель и форсуночное охлаждающее устройство выполнены таким образом, чтобы закалка проволоки производится непосредственно после деформации.

Интенсивное охлаждение проволоки, а также применение при волочении в качестве смазочного материала графита обеспечивают безотрывное волочение проволоки, нагретой до температуры 920–950 °С. Для выравнивания температуры проволоки после нагрева в индукторе 11 служит теплоизолятор.

Органы управления станом, высокочастотными установками, системой охлаждения проволоки выведены на пульт управления.

Основные технические данные установки

Диаметр проволоки, мм:	
исходной.....	2,8–7,0
готовой.....	2,5–6,5
Температура, °С	
волочения.....	900–950
отпуска.....	До 400
Скорость волочения, м/с.....	0,5–2
Мощность, кВт:	
установок ТВЧ для нагрева проволоки.....	2×160
установки ТВЧ для отпуска.....	60
электродвигателя стана.....	55
Частота установок ТВЧ, кГц.....	66

Проволока, подвергнутая ТМО, поставляется по ТУ АЕЖ299–77 в двух состояниях: 1) в высокоотпущенном ($t_{\text{отп}} = 600\text{--}650\text{ }^{\circ}\text{C}$) со шлифованной или полированной поверхностью; 2) в низкоотпущенном (температура отпуска определялась требуемыми свойствами) с необработанной поверхностью.

В высокоотпущенном состоянии проволока используется для холодной навивки пружин. Как отмечалось ранее, пружины, работающие в условиях статического нагружения, навитые из проволоки, термомеханически обработанной при деформации волочением, не имеют преимуществ по сравнению с пружинами, навитыми из проволоки, прошедшей обычную термическую обработку.

Низкоотпущенная термомеханически упрочненная проволока может применяться для изготовления пружин неотчетливого назначения.

Технология производства пружин из высокоотпущенной проволоки, подвергнутой ТМО, включает в себя следующие операции:

- 1) холодная навивка;
- 2) стабилизирующий отпуск при температуре $350\text{--}400\text{ }^{\circ}\text{C}$;
- 3) окончательная термическая обработка, закалка с нагревом в соляной (или свинцовой) ванне при температуре $870\text{ }^{\circ}\text{C}$, низкий отпуск при температуре $240\text{--}250\text{ }^{\circ}\text{C}$;
- 4) заневоливание.

Технология производства пружин из низкоотпущенной проволоки с ТМО не отличается от технологии изготовления пружин из патентованной проволоки и включает в себя операции холодной навивки и низкого отпуска ($t_{\text{отп}} = 200\text{--}300\text{ }^{\circ}\text{C}$) для снятия или уменьшения возникающих при холодной навивке внутренних остаточных напряжений. Температура отпуска пружины не должна превышать температуру отпуска проволоки.

В другом варианте технологии производства пружин с реализацией эффекта термомеханического упрочнения предусматривается использование в качестве упрочняющей технологической деформации при изготовлении пружины. При этом существует одно ограничение — степень деформации в поверхностных зонах пружины (внутренней и внешней) не должна быть меньше 25–30 %. Такие деформации получаются при изготовлении винтовых пружин растяжения-сжатия с показателем жесткости $c = D/d < 4$ (где D — диаметр пружины, d — диаметр проволоки) или V-образных пластинчатых пружин. Деформация должна производиться при тех же температурах, что и в обычной схеме ВТМО, с учетом используемого способа нагрева.

Технология термомеханической обработки была осуществлена в производственных условиях при изготовлении V-образных пружин из стали 50ХФА. Изучено влияние температур деформации и отпуска на сопротивление усталости и релаксационную стойкость пружин.

Серийная технология включала операции механической обработки пружины, предварительной холодной гибки. Окончательное формообразование пружина проходила при температуре 700–750 °С с последующим охлаждением на воздухе. Термическая обработка включала в себя закалку от 850 °С с охлаждением в масле и отпуск при температуре 350±10 °С. Термомеханическую обработку пружин проводили при операции горячей гибки, совместив ее с окончательной термической обработкой. Заготовки пружин нагревали под гибку при температурах 870 и 920 °С в электрической муфельной печи в защитной атмосфере, создаваемой сгоранием древесного угля. Последующая операция горячей гибки обеспечивала 30–35 %-ное удлинение по наружному волокну. После гибки пружина поступала в закалочную масляную ванну. Пауза между гибкой и закалкой не превышала 5–6 с. После закалки пружины отпускали в расплаве селитры при температурах 240, 320, 400 и 430 °С в течение 20 мин.

Серийные и опытные пружины заневоливали в течение 24 ч и измеряли осадку, которая у опытных пружин даже после отпуска при температурах 400 и 430 °С оказалась на уровне осадки серийных.

Усталостные испытания опытных и серийных пружин показали, что максимальная ограниченная долговечность опытных пружин получена после гибки при температуре 870 °С и отпуска при температуре 320 °С. Число циклов до разрушения (при 50 %-ной вероятности) увеличилось от $4 \cdot 10^5$ (у серийных пружин) до $8 \cdot 10^5$ (у опытных пружин). В процессе испытаний на циклическую долговечность по результатам измерения остаточной деформации было показано, что релаксационная стойкость опытных пружин, обработанных по оптимальным режимам, увеличивается в два раза.

В пружинах после ВТМО наблюдается ориентация аустенитного зерна в направлении течения металла при деформации, что означает, что за время гибки и последующей паузы до закалки в деформированном металле не успевают пройти рекристаллизационные процессы, и в связи с этим отсутствуют измельченные зерна.

Для осуществления ТМО при изготовлении винтовых пружин разработан станок ПН-341 [163]. Технологический процесс изготовления пружин состоит из операций индукционного нагрева прутка, навивки пружины и ее закалки непосредственно на оправке. Окончательная операция включает в себя низкий отпуск при температуре 240–300 °С и заневоливание. Для дополнительно повышения сопротивления усталости пружин необходимо применять отделочно-упрочняющие операции. В качестве отделочных применяется операция электролитического полирования, а для упрочнения пружин и после ТМО — дробеструйная обработка. Результаты испытания пружин наружным диаметром 30,5 мм, изготовленных из проволоки диаметром 9 мм (сталь 65С2ВА), показали, что ВТМО совместно с дробеструйной обработкой более чем в два раза увеличивает циклическую долговечность высоконагруженных пружин (табл. 7.3) [163].

Станок ПН-341 состоит из механизма подачи с магазинным устройством, узла нагрева в виде индуктора высокочастотной установки, узла навивки и закалки с насосной станцией, механизма изменения шага навиваемой пружины, привода главного движения, люнета, механизма горизонтального перемещения люнета.

Таблица 7.3

Результаты испытания пружин*

Обработка	Число циклов		Коэффициент жесткости, Н/мм
	Циклическая долговечность	Средняя циклическая долговечность	
ВТМО, $t_{\text{деф}} = 1050\text{ }^{\circ}\text{C} +$ + отпуск при $380\text{ }^{\circ}\text{C} +$ + дробеструйная обработка	34000	56000	600
	32000	56000	610
	51000	56000	600
	100000	56000	593
ВТМО, $t_{\text{деф}} = 1050\text{ }^{\circ}\text{C} +$ + отпуск при $380\text{ }^{\circ}\text{C}$	18000	36000	600
	46000	36000	600
	34000	36000	593
	32000	36000	606
	33000	36000	600
Закалка от $870\text{ }^{\circ}\text{C} +$ + отпуск при $440\text{ }^{\circ}\text{C} +$ + дробеструйная обработка**	28000	23000	600 ± 30
	20000	23000	600 ± 30
	26000	23000	600 ± 30
	18000	23000	600 ± 30

* Все пружины заневолены в течение 26 ч.

** Пружины получены точением.

Основные технические данные станка

Наружный диаметр навиваемой пружины, мм..... 20–80

Высота пружины, мм..... 50–300

Мощность привода главного движения, кВт..... 2

Частота вращения привода главного движения, мин^{-1} 150–1500

Механизмы станка осуществляют подачу заготовки в зоны нагрева, деформации и закалки; вращение шпинделя, в котором крепится оправка и его реверс; изменение шага навивки (для формирования опорных витков пружины) и угла наклона механизма подачи заготовки; вертикальное и горизонтальное перемещение механизмов люнета; снятие пружины с оправки и сбрасывание ее в лоток; подачу охлаждающей жидкости для закалки пружины.

Станок работает в автоматическом цикле после последовательного включения гидравлической и охлаждающей систем. Гидравлическая система, в которую входит лопастной насос, система золотников, трубопроводов и гидроцилиндров, обеспечивает рабочие и холостые перемещения узлов станка.

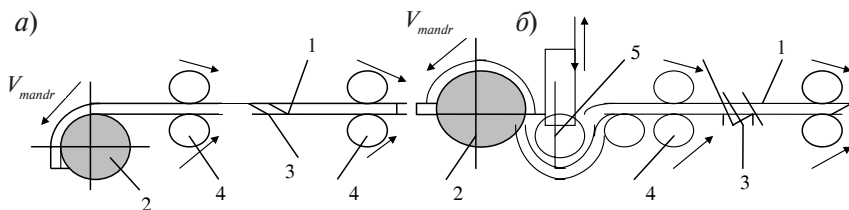


Рис. 7.6. Схемы навивки пружин, подвергнутых ВТМО с отношением $D/d < 4$ (а) и $D/d > 4$ (б):

1 — пруток; 2 — оправка; 3 — индуктор; 4 — подающие ролики; 5 — ролик дополнительного изгиба прутка

Станок ПН-341 может работать в комплексе с любой установкой индукционного нагрева. Для получения эффекта термомеханического упрочнения у пружин с $c > 4$, когда возникающие при навивке в поверхностных слоях проволоки деформации менее 20 %, применяется предварительная гибка проволоки непосредственно перед оправкой (рис. 7.6, б). При этом проволоку или пруток нагревают в индукторе до температуры аустенитизации, а перед навивкой производят гибку заготовки в направлении, противоположном направлению навивки. Суммарная степень деформации от гибки и навивки должна составлять 15–40 %. При навивке спирали копирное устройство станка обеспечивает равномерный шаг всех витков и поджатие опорных. Навитую спираль закаливают в душевом устройстве-спрейере или в ванне с циркулирующей охлаждающей средой.

7.4. Термическое упрочнение катанки

Одним из направлений использования совмещения пластической деформации с термической обработкой стали можно считать *ускоренное охлаждение катанки* с целью получения структуры сорбита, наиболее удобной с точки зрения дальнейшей переработки стали в готовые изделия. Осуществляя ускоренное охлаждение катанки в потоке стана, решают и такие задачи, как уменьшение обезуглероживания стали, снижение потерь металла в окалину, сокращение затрат при переработке катанки на метизных заводах, сохранение ее механических свойств на определенном уровне. Ускоренное охлаждение катанки в потоке стана приобрело особую актуальность в связи с переходом от производства

катанки на линейных станах с температурой окончания прокатки 720–900 °С и массой бунта до 100 кг к ее производству на непрерывных станах с температурой окончания прокатки 1050–1100 °С и массой бунтов до 600 кг, в связи с чем резко ухудшилось качество горячекатаной стали — возросло количество окалины, увеличилась глубина обезуглероженного слоя, резко обозначилась неоднородность механических свойств по длине бунта вследствие различия в скорости охлаждения [46].

Для устранения отрицательного влияния повышения температуры окончания прокатки, увеличения массы бунта и с целью получения стальной катанки со структурой дисперсного перлита (сорбита), обладающего более высокой пластичностью при волочении по сравнению с крупнопластинчатым перлитом, применяют ускоренное охлаждение катанки на участке между последней клетью и устройствами формирования бунта. Ускоренное охлаждение способствует улучшению механических свойств низкоуглеродистой катанки, причем одновременное повышение прочностных и пластических характеристик стали — повышению технологичности передела катанки на метизных заводах. Так, при охлаждении метизной катанки до температуры 700–750 °С временное сопротивление разрыву составило 365–435 МПа, относительное удлинение — 30–43 %, число перегибов на 180°—15–17, а при последеформационном охлаждении на воздухе эти показатели были соответственно 354–415 МПа, 25–36 % и 7–21 перегиб. При охлаждении с 1000 до 600 °С канатной катанки марки 70 временное сопротивление разрыву возрастало с 720–900 до 850–1050 МПа, относительное удлинение — от 10–15 до 12,5–20 %, а относительное сужение — от 10–36 до 30–45 %. В условиях завода “Криво-рожсталь” охлаждение катанки с содержанием углерода до 0,12 % обычно ведется до температуры 720–750 °С, с содержанием углерода 0,13–0,22 % — до 750–800 °С, канатной катанки с содержанием углерода 0,32–0,75 % — до 620–680 °С.

При производстве катанки применяются в основном двухстадийные режимы ускоренного охлаждения (патентирование, сорбитизация, контролируемое охлаждение). По способу “Стилмор” катанка на участке перед моталкой подвергается ступенчатому охлаждению водой в охлаждающих трубах до температуры 750–800 °С, а после моталки, укладывающей витки катанки на движущийся конвейер, осуществляется принудительное охлаждение воздухом, нагнетаемым вентилятором. По способу фирмы “Шлеман” охлаждение водой перед моталкой производится до более низкой температуры (до 600 °С), витки катанки укладываются со

смещением и охлаждаются на спокойном воздухе. В ряде других разработанных способов также предусмотрена реализация двухстадийного охлаждения катанки [46].

На непрерывном проволочном стане 250-2 Криворожского металлургического завода были проведены исследования одностадийного ускоренного охлаждения катанки, предусматривающего охлаждение стали с температуры окончания прокатки до температуры в интервале 650–950 °С [46]. Исследования структуры сталей марок 55, 60 и 70 (катанка диаметром 6,5 мм) показали, что снижение температуры смотки приводит к уменьшению межпластинчатого расстояния в перлите и к росту доли перлита в структуре. При этом в сечении проката наблюдали зоны с разной структурой: у поверхности — сорбит отпуска, далее — тонкий слой бейнита, переходящего в тонкопластинчатый перлит (сорбит закалки). Глубина переходного слоя зависела от марки и температуры смотки. При охлаждении до 600–550 °С структура сорбита возникла по всему сечению катанки.

Ускоренное охлаждение до 870 °С не оказало влияния на механические свойства катанки. Существенное повышение пластических характеристик наблюдали при температуре охлаждения 700–780 °С и почти неизменном значении временного сопротивления разрыву. При снижении температуры охлаждения до 650 °С прочностные характеристики катанки из стали 60КК повысились на 20–80 МПа, относительное удлинение — на 6–8 %, а относительное сужение — на 14–20 %. При охлаждении катанки диаметром 6,5 мм из стали 65КК до температуры 700–650 °С наблюдали повышение ее пластичности при волочении и снижении числа обрывов.

На стане 250-2 Макеевского металлургического завода им. С.М. Кирова реализован способ двухступенчатого охлаждения высокоуглеродистой катанки, заключающийся в интенсивном охлаждении стали на первой ступени с закалкой поверхностных слоев проката при средней температуре по сечению 700–750 °С. В результате паузы после первой ступени охлаждения поверхностный слой отпускается и нагревается до температуры 650–700 °С с образованием структуры сорбита отпуска. На второй ступени катанка интенсивно охлаждается до среднemasсовой температуры 550–600 °С, в итоге во внутренних слоях сечения проката образуется структура сорбитообразного перлита.

Таким образом, ускоренное охлаждение катанки в потоке стана широко распространено в настоящее время с целью получения стали заданных структуры и свойств, предназначенной для последующего передела в метизы.

7.5. Прочностные свойства арматурной проволоки класса Вру-1, получаемой из ускоренно охлажденной низкоуглеродистой катанки

Структура низкоуглеродистой катанки, ускоренно охлажденной до температуры ниже 600 °С, имеет много общего с патентированным состоянием. Для средне- и высокоуглеродистых сталей в патентированном состоянии характеристики прочности заготовки σ_B^3 и холоднодеформированной проволоки $\sigma_B^П$ связаны соотношением

$$\sigma_B^П = \sigma_B^3 \sqrt{D_3 / D_П}, \quad (7.1)$$

где D_3 , $D_П$ — соответственно диаметры заготовки и проволоки.

Зависимость (7.1) характеризует прочность проволоки при суммарной деформации более 30 %. Именно таким деформациям подвергается металл при изготовлении арматурной проволоки Вру-1 [218].

Катанка из стали 3кп (0,14 % С) была охлаждена до температуры 550–720 °С, затем протянута на лабораторном стане 1/550 до деформаций 70–80 %. При охлаждении катанки до температуры 550 °С, как и следовало ожидать, из-за близости структуры и свойств патентированному состоянию расхождение между рассчитанными по соотношению (7.1) и экспериментальными значениями прочности холоднодеформированной проволоки практически отсутствует (менее 3 %). Повышение температуры охлаждения до 680–650 °С приводит к большему различию между указанными величинами, до 10 %. При дальнейшем повышении температуры охлаждения катанки, до 800–720 °С, получаемая ферритно-перлитная структура настолько отличается от патентированного и ускоренно охлажденного состояния, что различия между расчетными и экспериментальными значениями прочности достигают 20 % (рис. 7.7).

Экспериментальная проверка пригодности соотношения (7.1) для прогнозирования прочностных свойств арматурной проволоки Вру-1, получаемой из ускоренно охлажденной катанки, была осуществлена на Западно-Сибирском металлургическом комбинате. Исходным материалом служила катанка диаметром 6,5 мм из стали 3кп (0,19 %С) объемом 120 т. Температура охлаждения была 680–650 °С, при этом средние значения предела прочности катанки составляли 522 МПа. После переработки катанки в арматурную проволоку Вру-1 прочность для диаметров 4 и 5 мм соответственно равна 766 и 679 МПа, а расчетные значения $\sigma_B^П$ [по

соотношению (7.1)] — 710 и 630 МПа. При этом различие между указанными величинами (расчетным и полученным экспериментально для партии 120 т) не превысило 7 % [218].

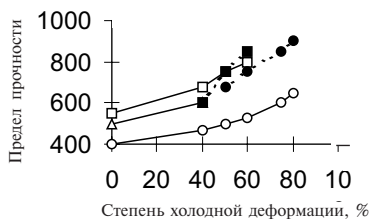


Рис. 7.7. Зависимость предела прочности арматурной проволоки от степени холодной деформации (ϵ) при различных содержании углерода и температуры ускоренного охлаждения: сплошные линии — экспериментальные значения; штриховые — рассчитанные по соотношению (7.1);
 —○— — 720 °C; —△— — 680 °C; —□— — 650 °C;
 ...●... — 14 % C; ...■... — 16 % C

Таким образом, соотношение (7.1) не пригодно для оценки прочностных свойств проволоки, получаемой из низкоуглеродистой катанки, охлажденной до температуры 720–700 °C, но может быть успешно использовано для прогнозирования $\sigma_B^п$ проволоки класса Вру-1, изготавливаемой из катанки, охлажденной до температуры 680–650 °C.

МОДЕЛИРОВАНИЕ И ОПТИМИЗАЦИЯ ПРОЦЕССОВ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В РЕЖИМАХ ТМО

8.1. Применение планируемого эксперимента

После ТМО свойства стали, как известно, определяются особенностями структуры, образующейся к концу обработки. Эта структура формируется при протекании двух процессов, идущих во взаимно противоположных направлениях, — упрочнения и разупрочнения, и кинетику их протекания диктуют температурно-деформационно-временные параметры ТМО. Причем так кинетику определяет совокупное влияние параметров, т. е. процесс ТМО многофакторный.

В традиционных методах исследования влияния параметров ТМО на те или иные свойства используется, как правило, линейный подход, что значительно затрудняет поиск оптимальных условий процесса. Поэтому в последние годы для изучения совокупного влияния параметров ТМО на структуру и свойства все чаще применяют метод планирования эксперимента [20, 219, 220].

Основной задачей по разработке технологии ТМО, по-видимому, следует считать построение такой модели, с помощью которой можно было управлять процессом с целью получения требуемого уровня свойств. На первом этапе необходимо, по крайней мере, построить полиномиальные модели для различных сталей, сплавов, а возможно, и их групп. На втором этапе можно провести оптимизацию по главному параметру оптимизации как с помощью метода Бокса—Уилсона (если не требуется ограничения по сопутствующим параметрам оптимизации), так и с ограничением по последним, если таковое необходимо.

Из анализа литературных данных следует, что основные параметры при термомеханической обработке таковы:

- температура деформации T_d , °C;
- степень обжата ϵ , %;
- скорость деформации, ϵ' , с^{-1} ;
- дробность деформации n ;
- промежуток времени от конца прокатки до закалки τ , с;
- температура отпуска (старения) T_o , °C.

Для максимального приближения к промышленным условиям при проведении лабораторных экспериментов следует использовать специальные методические приемы, суть которых заключается в моделировании температурно-деформационных режимов конечной, наиболее важной стадии ТМО — деформации в последних проходах и закалки после определенной выдержки (при ВТМО).

При деформации с ТМО температурный интервал ограничивается диапазоном температур обработки давлением, причем нижняя граница этого интервала находится в прямой зависимости от уровня допустимых нагрузок на оборудование. Деформационные режимы при ТМО не должны существенно отличаться от режимов традиционного способа пластического формообразования, поскольку формирование геометрии профиля подчиняется одним и тем же законам. Диапазон изменения скоростей имеет свои пределы для каждого конкретного деформирующего агрегата. Промежуток времени от конца деформации до начала закалки определяется расстоянием от последней клетки стана, пресса и т. д. до закалочного устройства, а также временем транспортировки.

В соответствии с вышеизложенным выбирают уровни варьирования факторов. Параметрами оптимизации обычно служат стандартные характеристики механических свойств: предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа; временное сопротивление σ_b , МПа; относительное удлинение δ , %; относительное сужение ψ , %, и ударная вязкость КСУ, МДж/м².

При проведении подобных экспериментов используют факторные планы типа 2^3 , 2^{4-1} . Приведем их матрицы планирования:

для 2^3

+1	+1	+1
+1	+1	−1
+1	−1	+1
+1	−1	−1
−1	+1	−1
−1	+1	+1
−1	−1	+1
−1	−1	−1

для 2^{4-1}

+1	+1	+1	+1
+1	+1	−1	−1
+1	−1	+1	−1
+1	−1	−1	+1
−1	+1	+1	−1
−1	+1	−1	+1
−1	−1	+1	+1
−1	−1	−1	−1

Использование планов с большим числом факторов приводит к резкому увеличению количества опытов, а использование дробных реплик затрудняет физическую интерпретацию результатов эксперимента. Полученные результаты механических испытаний обрабатывают с помощью дисперсионного и регрессионного анализов [221]. Определение брака параллельных опытов проводится с использованием критерия Стьюдента (t -критерий) по формуле

$$t_{\text{эксп}} = \frac{y - \bar{y}}{S} \geq t_{\text{табл}},$$

где $t_{\text{табл}}$ — табличное значение критерия для уровня значимости 5 % и для соответствующего числа степеней свободы;

$$S = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^n (y_i - \bar{y})^2}{n-1}};$$

$$\bar{y} = \frac{\sum_{i=1}^n y_i}{n},$$

n — число опытов без подозрительного опыта, y_i — опыт, но не подозрительный, S — стандарт (квадратичная ошибка).

В дальнейших расчетах бракованные опыты отбрасываются.

Расчет коэффициентов регрессии производили с использованием метода наименьших квадратов по следующим формулам:

$$b_0 = \frac{\sum_{i=1}^N y_i}{N};$$

$$b_j = \frac{\sum_{i=1}^N x_{ij} y_i}{N},$$

где y_i — любой отклик функции; N — число различных опытов; $j = 0, 1, 2, \dots, K$; x_{ij} — кодированное значение факторов.

Коэффициенты регрессии, которые являются коэффициентами искомого полинома, — частные производные функции отклика по соответствующим переменным.

В том случае, когда число параллельных опытов различное, расчет дисперсии воспроизводимости производится по формуле

$$S_{\{y\}}^2 = \frac{S_1^2 f_1 + S_2^2 f_2 + \dots + S_n^2 f_n}{\sum_{i=1}^n f_i},$$

где $S_1^2, S_2^2, \dots, S_n^2$ — дисперсия соответствующих опытов; $f_i = K_i - 1$, K_i — число различных значений опыта; $f_1, f_2, \dots, f_n$ — числа степеней свободы соответствующих опытов.

Когда число параллельных опытов одинаково, используют формулу

$$S_{\text{ад}}^2 = \frac{\sum_{i=1}^N \sum_{j=1}^n (y_{ij} - \bar{y}_i)^2}{N(n-1)},$$

где N — число различных опытов; n — число параллельных опытов; $\bar{y}_i$ — среднее значение параллельных опытов в i -й точке эксперимента; y_{ij} — значение каждого параллельного опыта в i -й точке эксперимента.

Для проверки адекватности модели строят F -критерий (Фишера). С помощью его проверяют гипотезу о том, что дисперсия модели значительно превышает дисперсию опыта, по сравнению с альтернативой о незначимом различии между этими дисперсиями. Проверку осуществляют по следующей формуле:

$$S_{\text{ад}}^2 = \frac{\sum_{i=1}^N \Delta y_i^2}{f},$$

причем $\Delta \bar{y} = \hat{y}_i$. Здесь где $S_{\text{ад}}^2$ — дисперсия адекватности, $\bar{y}$ — среднее значение отклика, $\hat{y}$ — значение отклика, предсказанное по уравнению для i -й строки матрицы, f — число степеней свободы, равное числу опытов минус единица.

Далее используется соотношение

$$F_{\text{расч}} = \frac{S_{\text{ад}}^2}{S_{\{y\}}^2},$$

где $S_{\text{ад}}^2$ и $S_{\{y\}}^2$ имеют свое число степеней свободы.

Если $F_{\text{расч}} < F_{\text{табл}}$, а $F_{\text{табл}}$ используем для уровня значимости 5 % при соответствующих степенях свободы числителя и знаменателя из таблиц F -распределения, то модель адекватна. Если $F_{\text{расч}} > F_{\text{табл}}$, то модель неадекватна и следует принять во внимание не учтенные при составлении модели взаимодействия. Если модель адекватна, то производится расчет оценки коэффициентов модели.

Оценка значимости осуществляется по доверительным интервалам с использованием t -критерия. Прежде всего находят дисперсию коэффициента регрессии по формуле

$$S_{\{b_j\}}^2 = \frac{S_{\{y\}}^2}{N}, \quad (8.1)$$

где N — число различных опытов; $S_{\{y\}}^2$ — дисперсия воспроизводимости.

Из формулы (8.1) следует, что дисперсии всех коэффициентов равны друг другу, так как зависят от ошибки экспериментов и числа опытов.

Теперь легко построить доверительный интервал Δb_j . Величина t — это табличное значение критерия Стьюдента при числе степеней свободы, с которым определялась $S_{\{y\}}^2$ для уровня значимости 5 %. Формулу для доверительного интервала можно записать в следующей эквивалентной форме:

$$\Delta b_j = \pm \frac{t S_{\{y\}}}{\sqrt{N}}.$$

Коэффициент значим, если его абсолютная величина больше доверительного интервала. Доверительный интервал задается верхней и нижней границами $b_j + \Delta b_j$ и $b_j - \Delta b_j$.

В соответствии с вышеизложенным обработку экспериментальных результатов целесообразно проводить на ЭВМ. В итоге получают регрессионные модели, позволяющие судить о качественном и количественном влиянии того или иного фактора в пределах исследуемой области факторного пространства.

8.2. Оценка комплексного влияния параметров ТМО на свойства заготовок деталей с помощью регрессионных моделей

К настоящему времени наибольшее количество исследований, посвященных изучению влияния параметров ТМО на механические свойства, выполнено для проката. Однако комплексных исследований с применением метода планирования эксперимента, завершающихся построением статистических моделей, крайне мало [20, 219, 220].

В данном разделе представлены результаты систематических исследований, выполненных на различных промышленных сталях аустенитного, аустенитно-ферритного и перлитного классов, широко применяющихся в машиностроении. При выборе параметров и области факторного пространства (уровней) моделировали условия промышленных станов, в частности среднесортного полунепрерывного стана 350 ПО “Кировский завод”. При этом прокатку проводили в условиях лабораторного стана 210 по методике, описанной в [20]. Часть исследований была выполнена на промышленном стане 400.

При исследовании стали 40Х оценивали влияние температуры, степени деформации, длительности последеформационной выдержки, а для стали 30ХГСН2А — и температуры отпуска на механические свойства [221]. В табл. 8.1, 8.2 представлены средние значения механических испытаний при комнатной температуре после ТМО по режимам, предусмотренным матрицами планирования эксперимента типа 2^3 и 2^{4-1} . В результате обработки экспериментальных данных были получены следующие уравнения регрессии:

Таблица 8.1

Механические свойства стали 40Х после ВТМО и (ОТО)

Состояние стали	Режим обработки			σ_B	$\sigma_{0,2}$	δ	Ψ	КСУ, МДж/м ²
	$T_{пр}, ^\circ\text{C}$	$\varepsilon, \%$	$\tau, \text{с}$					
				МПа		%		
ВТМО с отпуском при 520 °С	950	20	1	1160	1023	13,1	47,2	0,78
	950	20	5	1133	987	13,5	53,3	0,77
	950	50	1	1156	1040	13,5	43,7	0,84
	950	50	5	1154	1028	13,8	50,6	0,84
	900	50	1	1182	1083	12,8	49,7	0,77
	900	50	5	1137	1004	12,7	52,0	0,55
	900	20	1	1154	1047	11,0	40,1	0,74
	900	20	5	1121	1036	14,3	54,0	0,79
ОТО	$T_{\text{зак}} = 840\text{ }^\circ\text{C}, 45\text{ мин,}$ масло; $T_{\text{отп}} = 520\text{ }^\circ\text{C}, 3\text{ ч, мас-}$ ло			1174	1030	13,3	57,6	0,66

Таблица 8.2

Механические свойства стали 30ХГСН2А после ВТМО и ОТО

Состояние стали	Режим обработки			$T_{\text{отп}},$ °C	$\sigma_{\text{в}}$	$\sigma_{0,2}$	δ	Ψ	КСУ, МДж/м ²
	$T_{\text{пр}},$ °C	$\varepsilon,$ %	$\tau,$ с						
					МПа		%		
ВТМО	1050	40	10	300	1780	1465	11,3	52,0	0,70
ВТМО	1050	40	2	160	1870	1530	11,0	53,2	0,83
ВТМО	1050	20	2	300	1780	1485	11,7	53,3	0,65
ВТМО	1050	20	10	160	1835	1480	11,2	53,6	0,76
ВТМО	950	20	10	300	1795	1485	11,7	53,7	0,73
ВТМО	950	20	2	160	1880	1485	11,8	54,5	0,64
ВТМО	950	40	10	160	1815	1490	11,0	50,7	0,83
ВТМО	950	40	2	300	1750	1480	11,2	50,2	0,68
ОТО	$T_{\text{зак}} = 900$ °C, 20 мин, масло; $T_{\text{отп}} = 260$ °C, 1,5 ч, воздух				1870	1513	12,9	50,3	0,65

для стали 40Х

$$\sigma_B = 1150 + 7,5X_2 - 13,4X_3 = \pm 0,58, \Delta b_j = \pm 0,58;$$

$$\sigma_{0,2} = 1031 - 12X_1 - 17X_3 = \pm 1,1, \Delta b_j = \pm 1,1;$$

$$\delta = 11,1 + 0,38X_1 + 0,48X_3 = \pm 0,35, \Delta b_j = \pm 0,35;$$

$$\psi = 48,9 + 3,6X_3 = \pm 2,9, \Delta b_j = \pm 2,9;$$

$$КСУ = 810 + 40X_2 + 20X_3, = \pm 0,16, \Delta b_j = \pm 0,16;$$

$$\text{где } X_1 = \frac{T_{пр} - 925}{25}; X_2 = \frac{\varepsilon - 35}{15}; X_3 = \frac{\tau - 3}{2};$$

для стали 30ХГСН2А

$$\sigma_B = 1815 - 37,5X_4;$$

$$\sigma_{0,2} = 1490, \Delta b_j = \pm 2,25;$$

$$\delta = 11,3, \Delta b_j = \pm 0,24;$$

$$\psi = \pm 52,2 - 11,2X_2, \Delta b_j = \pm 0,64;$$

$$КСУ = 730 + 32X_2 + 27X_3 - 37X_4, \Delta b_j = \pm 0,24,$$

$$\text{где } X_1 = \frac{T_{пр} - 1000}{50}; X_2 = \frac{\varepsilon - 30}{10}; X_3 = \frac{\tau - 6}{4}; X_4 = \frac{T_0 - 230}{70}.$$

Судя по уравнениям регрессии, наибольшее влияние на свойства стали 40Х в исследуемой области факторного пространства оказывает промежуток времени от конца деформации до закалки. Слабее влияют температура прокатки и степень обжатия. Для стали 30ХГСН2А в исследуемой области факторного пространства важнейшим фактором является температура отпуска, несколько меньше на величину ударной вязкости влияют степень деформации и промежуток последеформационной выдержки. В результате ВТМО главный параметр оптимизации — ударная вязкость — возрос у стали 40Х на 40 %, а у стали 30ХГСН2А — на 20–30 % по сравнению с ОТО.

Аналогично исследовали влияние параметров ВТМО на механические свойства сталей 40ХС, 20ХГНР (табл. 8.3, 8.4).

Прокатку, как и в предыдущем случае, проводили на лабораторном стане 210 со скоростью 3 м/с, а закалку прокатанных

Таблица 8.3

**Механические свойства стали 40ХС
после различных режимов ВТМО и ОТО**

Вид обра- ботки	$T_{\text{np}},\text{ }^{\circ}\text{C}$	$\tau, \text{ c}$	$\sigma_{\text{в}}$	$\sigma_{0,2}$	δ	ψ	КСУ, МДж/м ²
			МПа		%		
ВТМО	1100	5	1221	1091	15,0	56,1	0,60
ВТМО	1100	10	1188	1031	17,0	54,1	0,56
ВТМО	1000	5	1203	1082	15,1	48,2	0,62
ВТМО	1000	10	1184	1050	13,0	46,2	0,58
ОТО	–	–	1265	1130	13,9	48,5	0,36

Таблица 8.4

**Механические свойства стали 20ХГНР
после различных режимов ВТМО и ОТО**

Вид обработки	ε, %	τ, с	σ _в	σ _{0,2}	δ	ψ	КСУ, МДж/м ²
			МПа		%		
ВТМО	45	1	1622	1409	11,5	63,9	0,85
ВТМО	45	3	1628	1441	10,0	55,4	0,76
ВТМО	35	1	1580	1399	11,8	58,7	0,102
ВТМО	35	3	1595	1399	13,2	56,9	0,75
ВТМО	25	1	1585	1405	13,4	60,8	0,88
ВТМО	25	3	1590	1393	11,6	55,8	0,77
ОТО	—	—	1280	987	12,9	52,0	0,67

образцов — в воде, имеющей температуру не выше 30 °С. Для стали 40ХС изучали влияние температуры прокатки ($T_{\text{пр}} = 1000\text{--}1100\text{ °С}$) и промежутка времени от конца прокатки до закалки ($\tau = 5\text{--}10\text{ с}$) при $\varepsilon = 30\%$ с последующим отпуском всех образцов в течение 2 ч при температуре 540 °С и охлаждением в масле. Для стали 20ХГНР исследовали влияние степени обжатия ($\varepsilon = 25\text{--}45\%$) и промежутка времени от конца прокатки до начала закалки ($\tau = 1\text{--}3\text{ с}$) при $T_{\text{пр}} = 900\text{ °С}$. После ВТМО образцы подвергали отпуску при температуре 200 °С в течение 2 ч с последующим охлаждением на воздухе. Во всех случаях прокатку производили немедленно после выдачи образцов из печи, поэтому принимали температуру прокатки равной температуре нагрева.

ВТМО стали 40ХС приводит к повышению ударной вязкости и пластических свойств при незначительном снижении уровня прочностных характеристик. Причем с понижением температуры прокатки и уменьшением промежутка времени в исследуемом диапазоне значений переменных ударная вязкость повышается. Наиболее благоприятным с точки зрения повышения ударной вязкости является режим: $T_{\text{пр}} = 1000\text{ °С}$, $\tau = 5\text{ с}$ — ударная вязкость повышается примерно в 1,7 раза по сравнению с ОТО при сохранении остальных характеристик на уровне требований ГОСТ 4543–80.

Среди исследуемых сталь 20ХГНР оказалась наиболее склонной к упрочнению в результате ВТМО. Ее прочностные свойства резко возросли ($\sigma_{\text{в}}$ на 20–25 %, $\sigma_{0,2}$ на 40–45 % по сравнению с ОТО) при одновременном повышении ударной вязкости и сохранении пластических свойств на уровне, достигаемом при ОТО.

Значительный интерес представляет исследование влияния ВТМО на структуру и свойства коррозионностойких сталей различного легирования, включая перспективные азотсодержащие стали, получающие все большее распространение в промышленности [215, 222].

В соответствии с матрицами планирования (см. разд. 8.1) в условиях лабораторного стана 210 были реализованы эксперименты для сталей 08Х18Н10Т, 12Х18Н10Т, 08Х18Н12ТФ, 08Х20Н12АБФ. Изучали влияние температуры (800–1100 °С), степени обжатия (20–50 %) и времени последеформационной выдержки от конца прокатки до начала закалки (5–60 с) на механические свойства аустенитных сталей 08Х18Н10Т и 08Х20Н12АБФ [20, 215, 222] (табл. 8.5). Параметрами оптимизации служили предел текучести, временное сопротивление, относительное удлинение, относительное сужение, а для стали 08Х20Н12АБФ и ударная вязкость.

Таблица 8.5

**Механические свойства проката из сталей 08X18H10T/08X20H12ABФ
после ВТМО и ОТО**

Номер режи- ма	Вид об- работки	Режим обра- ботки			Результаты опытов						
		$T_{пр},$ °C	$\varepsilon,$ %	$\tau,$ с	σ_b	$\sigma_{0,2}$	δ	ψ	HB	КСУ, МДж/м ²	
					МПа		%				
1	ВТМО	1100	50	5	421/460	604/720	44,7/36,7	74,5/61,0	170/-	-1,39	
2	ВТМО	1100	50	30/60	405/492	605/731	44,7/34,2	76,0/65,2	179/-	-1,27	
3	ВТМО	1100	20	30/60	400/466	583/714	52,0/35,1	75,3/65,0	137/-	-1,47	
4	ВТМО	1100	20	5	372/470	577/706	50,3/34,9	74,9/63,1	143/-	-1,52	
5	ВТМО	800	20	5	498/639	625/762	43,2/27,2	72,8/57,9	156/-	-0,91	
6	ВТМО	800	20	30/60	508/618	641/792	40,5/25,6	71,4/83,2	156/-	-0,95	
7	ВТМО	800	50	5	610/770	712/921	34,7/21,7	69,6/63,1	187/-	-0,65	
8	ВТМО	800	50	30/60	620/806	736/936	32,8/21,8	72,8/59,8	207/-	-0,75	
9	ОТО	1100 °C, 20 мин, вода			249/375	573/711	35,8/41,9	79,5/65,8	131/-	-1,8	

После обработки экспериментальных данных были получены уравнения регрессии:

для стали 08X18H10T

$$\sigma_{0,2} = 479 - 80X_1 + 35X_2 - 21X_1X_2, \Delta b_j = \pm 1,8;$$

$$\sigma_b = 636 - 43X_1 + 29X_2 + 6X_3 - 17X_1X_3, \Delta b_j = \pm 0,52;$$

$$\delta = 42,8 + 5X_1 - 3,7X_2, \Delta b_j = \pm 3,1;$$

$$\psi = 43,4 + 1,8X_1, \Delta b_j = \pm 1,6,$$

где $X_1 = \frac{T_{пр} - 950}{150}$; $X_2 = \frac{\varepsilon - 35}{15}$; $X_3 = \frac{\tau - 17,5}{12,5}$;

для стали 08X20H12ABФ

$$\sigma_{0,2} = 581 - 109X_1, \Delta b_j = \pm 5,41;$$

$$\sigma_b = 786 - 68X_1 + 41X_2 - 33,1X_1X_2, \Delta b_j = \pm 0,93;$$

$$\delta = 29,6 + 5,6X_1, \Delta b_j = \pm 1,46;$$

$$\psi = 61,8 + 1,8X_3, \Delta b_j = \pm 1,80;$$

$$КСУ = 1110 + 300X_1 - 100X_2, \Delta b_j = \pm 0,34,$$

где $X_1 = \frac{T_{пр} - 950}{150}$; $X_2 = \frac{\varepsilon - 35}{15}$; $X_3 = \frac{\tau - 45}{15}$.

Экспериментально установлено, что после всех режимов ВТМО прочность и особенно предел текучести сталей значительно возрастают по сравнению с ОТО. Относительное сужение стали обеих марок находится примерно на том же уровне, что и после ОТО. Но относительное удлинение стали 08Х20Н12АБФ при температуре прокатки 800 °С снижается с 42 до 22–27 %, а ударная вязкость — с 1,8 до 0,65–0,95 МДж/м². Пластичность стали 08Х18Н10Т удовлетворяет требованиям ГОСТ 5949–71 при возрастании предела текучести в 1,8–2,5 раза. Механические свойства стали 08Х20Н12АБФ по данным режимов 1–5 соответствуют предъявляемым требованиям при увеличении предела текучести в 1,8–2,8 раза [222].

Из полученных уравнений регрессии следует, что наибольшее влияние на механические свойства исследуемой стали оказывает температура прокатки, меньшее — степень обжата. Промежуток последеформационной выдержки до закалки в исследуемой области факторного пространства практически не играет никакой роли, т. е. его воздействие находится в пределах ошибки опыта. Для увеличения прочности стали необходимо снижать температуру относительно “нулевого” уровня (средние значения варьируемых параметров) и повышать степень обжата.

Влияние исследуемых факторов на пластичность противоположно по знаку их влияния на прочность.

Для двухфазной стали 08Х18Н12ТФ рассматривали влияние температуры, дробности деформации, а также последеформационной выдержки на механические свойства [20] (табл. 8.6). Уровень варьирования параметров выбирали исходя из условий моделирования температурно-деформационно-временных параметров прокатки в последних клетях промышленных станов. Исходные заготовки сечением 22×22 мм нагревали перед прокаткой до температуры 1060 °С, выдерживали в течение 50 мин и далее производили прокатку на стане 210 после подстуживания на воздухе до заданных температур деформирования. Суммарная степень обжата составляла 45 %, что соответствует обжату в последней группе клеток промышленных станов. Прокатанные заготовки через определенные промежутки времени были подвергнуты закалке в воду. В дальнейшем половину образцов подвергали старению при температуре 400 °С в течение 4 ч.

Таблица 8.6

**Механические свойства проката из стали 08Х18Н12ТФ
после ВТМО и ОТО**

Вид обра- ботки	Но- мер ре- жима	Режим обработки		Результаты опытов						$H_{p\delta}$	$H_{p\gamma}$
		$T_{пр}, ^\circ\text{C}$	n	$\tau, \text{с}$	$\sigma_{0,2}$	σ_B	δ	ψ	KCU, МДж/м ²		
					МПа		%				
ВТМО	1	1000	3	2	532/537	700/703	24,5/26,5	62,9/61,8	1,25/1,11	234,9/254,1	197,3/186,0
ВТМО	2	1000	3	20	504/514	660/686	27,8/27,6	66,5/56,9	1,45/1,21	243,8/337,3	234,9/225,8
ВТМО	3	1000	1	20	490/513	650/703	25,0/25,0	62,9/50,9	1,23/0,60	242,4/271,5	207,6/192,3
ВТМО	4	1000	1	2	503/477	568/648	28,1/30,8	64,9/63,9	1,62/1,33	223,2/332,1	201,5/213,8
ВТМО	5	880	1	2	532/535	680/678	22,0/25,0	48,9/58,8	0,71/0,55	235,8/309,0	196,4/190,1
ВТМО	6	880	1	20	527/535	700/695	20,5/27,7	52,3/67,8	1,15/0,93	259,4/304,8	243,8/208,8
ВТМО	7	880	3	2	539/582	725/725	20,0/23,0	52,8/60,8	1,41/1,34	230,5/287,6	207,4/217,2
ВТМО	8	880	3	20	530/582	704/715	21,5/22,5	48,8/57,6	1,00/0,99	286,0/307,0	247,5/225,0
ОТО	9	1000 °С, 2 ч, вода			293/312	558/572	43,7/41,6	69,7/67,7	3,75/1,91	228,8/189,9	148,1/180,4

Примечание. В числителе представлены значения механических характеристик после ВТМО и ОТО без последующего старения, в знаменателе — со старением 400 °С, 4 ч, воздух.

После обработки экспериментальных данных в соответствии с вышеописанной методикой были получены следующие уравнения регрессии:

для ВТМО без последующего старения

$$\begin{aligned}\sigma_{0,2} &= 525 - 7X_1 + 12X_2 - 12X_3 + 9X_1X_2 - 8X_1X_3; \\ \sigma_b &= 685 - 19X_1 + 12X_2; \\ \delta &= 23,7 + 2,7X_1; \\ \psi &= 58,8 + 5,8X_1;\end{aligned}\tag{8.2}$$

для ВТМО с последующим старением при температуре 400 °С

$$\begin{aligned}\sigma_{0,2} &= 538 - 20X_1 + 23X_2; \\ \sigma_b &= 69 - 12X_1 + 17X_2; \\ \delta &= 26 + 1,4X_1 + 1,1X_2 + 0,7X_1X_2 - 0,8X_1X_3; \\ \psi &= 59,7 - 1,5X_1 - 0,4X_2 - 1,6X_3 + 1,6X_1X_2 - 3X_1X_3 - 0,5X_2X_3;\end{aligned}\tag{8.3}$$

где $X_1 = \frac{T_{\text{пр}} - 940}{60}$; $X_2 = \frac{n - 2}{1}$; $X_3 = \frac{\tau - 11}{9}$.

Из уравнений (8.2), (8.3) следует, что наибольшее влияние на механические свойства стали 08X18H12ТФ после ВТМО в исследуемой области факторного пространства оказывает температура и дробность деформации, причем уменьшение температуры прокатки и увеличение числа проходов способствуют повышению прочности.

На стадии практического внедрения процесса термомеханического упрочнения важное значение приобретают рекомендации по выбору режимов. Сведения, полученные в результате исследований, выполненных в лабораторных условиях, позволяют для конкретной стали или группы подобных сталей установить степень влияния того или иного фактора на уровень выходных характеристик, и в первую очередь стандартных механических свойств. Для управления процессов ТМО в условиях конкретного оборудования, как было отмечено ранее, необходимо иметь статистическую модель процесса для каждого выходного параметра при обработке выборки статистических данных либо в результате реализации активного планируемого эксперимента. Последний вариант предпочтительнее с позиций активного вмешательства в выбор факторов и области факторного пространства. Поэтому для разработки технологии на начальном этапе целесообразно провести планируемый эксперимент с целью получения моделей для выбора требуемого режима, а на втором этапе по мере накопления статистических данных произвести уточнение модели.

Планируемый эксперимент желательно реализовать на оборудовании, на котором планируется реализация ТМО. При проведении технологического эксперимента с целью построения модели варьируемыми факторами должны служить параметры, которые

оказывают наибольшее влияние на уровень выходных характеристик. При этом необходимо учитывать возможности конкретного оборудования для варьирования тем или иным фактором. Уровни варьирования, определяющие область факторного пространства, должны задаваться с учетом возможности изменения исследуемых факторов в условиях конкретного оборудования.

8.3. Построение номограмм зависимости механических свойств от термомеханических параметров процесса

По результатам проведенного эксперимента строятся регрессионные модели для каждого выходного параметра и затем по этим моделям — номограммы зависимости выходных характеристик от исследуемых факторов. По таким номограммам технологи могут разрабатывать режимы процесса ВТМО, обеспечивающие получение заданного (в рамках возможного) уровня свойств.

Рассмотрим вышеописанную процедуру на конкретном примере. Разработку технологических номограмм процесса ВТМО проводили для промышленного прокатного стана ДУО 400. Конструкция стана позволяет изменять линейную скорость прокатки в пределах 0,4–0,8 м/с, минимальное время от конца прокатки до заковки составляет 4 с. Кроме того, необходимо учитывать уровень допустимого усилия прокатки.

Нагрев заготовок из стали 12Х18Н10Т, имеющих исходное сечение 60×60 мм, проводили перед прокаткой в электропечи при температуре 1100 °С с выдержкой в течение 4 ч. Температуру контролировали с помощью хромель-алюмелиевой термопары. Температуру начала прокатки измеряли термопарой, зачеканенной в образец-“свидетель”. Прокатку начинали производить после подстуживания до заданных температур. Прокатанные заготовки после регламентированной выдержки интенсивно охлаждали в воде, температура которой не превышала 30 °С. После ВТМО из различных зон сечения прокатанных заготовок вырезали образцы для механических испытаний на растяжение. Реализовали факторный эксперимент типа 2⁴⁻¹.

В результате обработки экспериментальных данных были получены следующие уравнения регрессии:

$$\begin{aligned}\sigma_{0,2} &= 339 - 23,7X_1 - 30,3X_2; \\ \sigma_B &= 627,6 - 8,5X_1; \\ \delta &= 46,15 + 2,49X_1; \\ \psi &= 69,85 - 1,58X_1X_3;\end{aligned}$$

$$\text{где } X_1 = \frac{T_{\text{пр}} - 1000}{50}; \quad X_2 = \frac{\varepsilon - 40}{10}; \quad X_3 = \frac{v - 0,6}{0,2}; \quad X_4 = \frac{\tau - 12}{8}.$$

Для перехода к натуральным значениям переменных следует подставить значения кодированных переменных (X_1 – X_4) в уравнения, в результате получаем интерполяционные модели следующего вида:

$$\sigma_{0,2} = 934,2 - 0,474 T_{\text{пр}} - 3,03;$$

$$\sigma_{\text{в}} = 797,6 - 0,17 T_{\text{пр}};$$

$$\delta = -3,65 + 0,0498 T_{\text{пр}};$$

$$\delta = -24,95 + 0,0948 T_{\text{пр}} + 158 - 0,158 T_{\text{пр}}.$$

По этим моделям строят номограммы для определения уровня стандартных механических свойств, задаваясь значениями параметров внутри заданного интервала факторного пространства [20]. Аналогично были получены модели для температур испытания 350, 600, 800 °С. Номограммы для определения механических свойств проката, подвергнутого ВТМО, представлены на рис. 8.1. Аналогично были построены номограммы для сталей 08X18H10T, 08X18H12ТФ (рис. 8.2, 8.3) и номограммы, полученные на основании уравнений регрессии (табл. 8.7, 8.8).

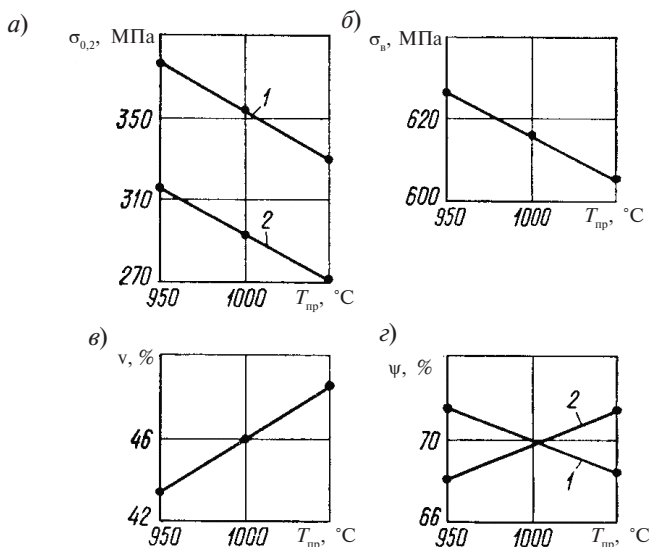


Рис. 8.1. Номограммы для определения механических свойств стали 12X18H10T при прокатке с ВТМО:

$a - v_{\text{пр}} = 0,4 - 0,8$ м/с, $\tau = 4 - 20$ с, $\varepsilon = 30\%$ (1), 50% (2);
 $\delta, в - v_{\text{пр}} = 0,4 - 0,8$ м/с, $\tau = 4 - 20$ с, $\varepsilon = 30 - 50\%$;
 $з - \varepsilon = 30 - 50\%$, $\tau = 4 - 20$ с, $v_{\text{пр}} = 0,8$ м/с (1), $0,4$ м/с (2)

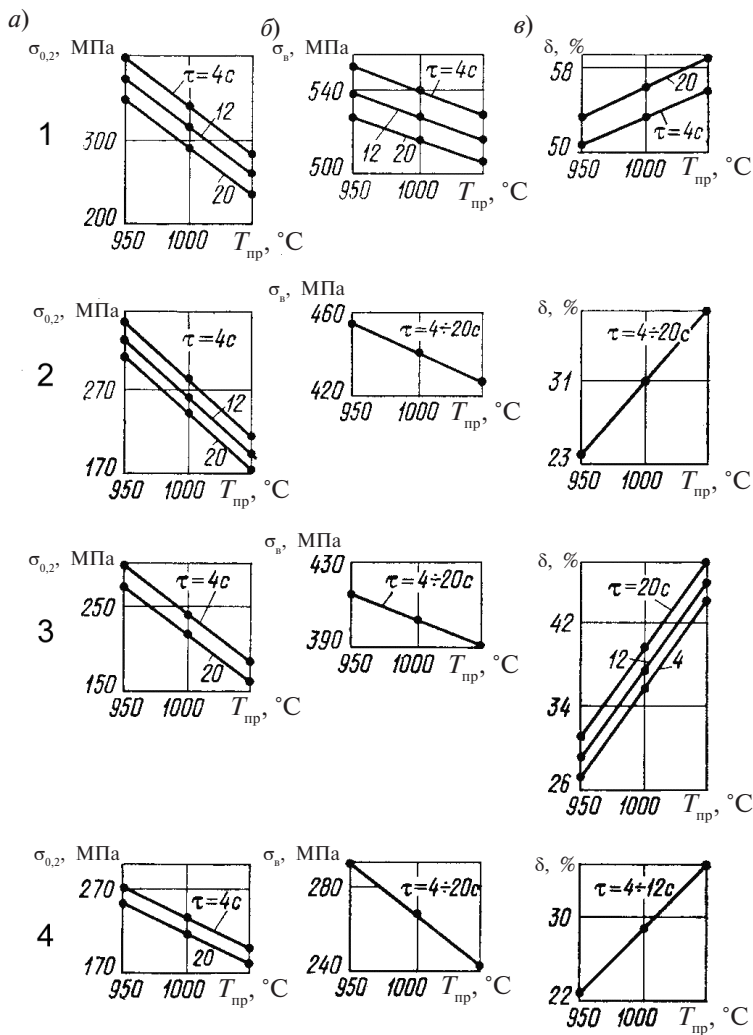


Рис. 8.2. Номограммы для определения механических свойств стали 08Х18Н10Т при температурах испытания 20 °С (1); 350 °С (2); 600 °С (3); 800 °С (4) при прокатке с ВТМО со скоростью $v_{np} = 2,5 - 5,0$ м/с

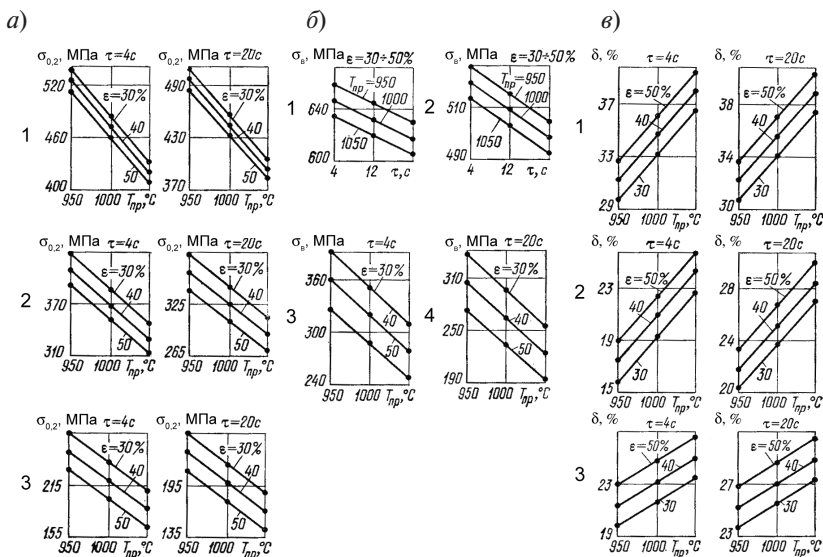


Рис. 8.3. Номограммы для определения механических свойств стали 08X18N12TF при температурах испытания 20 °C (1, 2), –350 °C (3, 4) и 700 °C (5, 6) при прокатке с ВТМО со скоростью $v_{np} = 2,5 - 5,0$ м/с

Таблица 8.7

Уравнения регрессии, описывающие влияние параметров ВТМО проката из стали 08X18N10T, полученного в условиях стана 400, на характеристики механических свойств при повышенных температурах

Параметр оптимизации	Температура испытания, °C	Уравнение регрессии
$\sigma_{0,2}$	20	$316,3 - 55,5X_1 + 1,5X_2 - 25,6X_3$
	350	$262,1 - 67,6X_1 + 7,6X_2 - 21,1X_3$
	600	$230,2 - 60,6X_1 - 4,1X_2 - 10,9X_3$
	800	$211,4 - 34,4X_1 + 10,6X_2 - 8,6X_3$
σ_B	20	$527,7 - 10,5X_1 - 1,3X_2 - 10,9X_3$
	350	$440,7 - 13,4X_1 + 4,4X_2 - 3,7X_3$
	600	$404,4 - 11,4X_1 + 4,0X_2 - 3,2X_3$
	800	$267,8 - 24,0X_1 - 2,8X_2 - 5,7X_3$
δ	20	$54,24 + 2,43X_1 - 0,2X_2 + 1,50X_3$
	350	$30,4 + 6,87X_1 - 1,03X_2 + 1,17X_3$
	600	$29,07 + 6,46X_1 - 0,19X_2 + 1,09X_3$
	800	$37,67 + 8,57X_1 - 0,68X_2 + 2,08X_3$

Примечание. $X_1 = \frac{T_{np} - 1000}{50}$; $X_2 = \frac{\dot{\epsilon} - 3,75}{1,25}$; $X_3 = \frac{\tau - 12}{8}$.

Таблица 8.8

Уравнения регрессии, описывающие влияние параметров ВТМО проката из стали 08X18H12ТФ, полученного в условиях стана 400, на характеристики механических свойств при повышенных температурах

Параметр оптимизации	Температура испытания, °С	Уравнения регрессии
$\sigma_{0,2}$	20	$458,9 - 55,6X_1 - 14,6X_2 - 16,1X_3$
	350	$348,2 - 40,7X_1 - 16,7X_2 - 23,7X_3$
	700	$208,2 - 35,2X_1 - 22,7X_2 - 9,2X_3$
σ_B	20	$632,2 - 15,0X_1 - 2,2X_2 - 12,7X_3$
	350	$509,0 - 10,5X_1 - 1,0X_2 - 6,5X_3$
	700	$293,2 - 40,7X_1 - 32,7X_2 - 26,7X_3$
δ	20	$35,04 + 3,47X_1 + 1,47X_2 + 0,47X_3$
	350	$23,02 + 3,42X_1 + 1,57X_2 + 2,17X_3$
	700	$25,27 + 1,87X_1 - 1,62X_2 + 1,97X_3$

Примечание. $X_1 = \frac{T_{\text{пр}} - 1000}{50}$; $X_2 = \frac{\dot{\epsilon} - 40}{10}$; $X_3 = \frac{\tau - 12}{8}$.

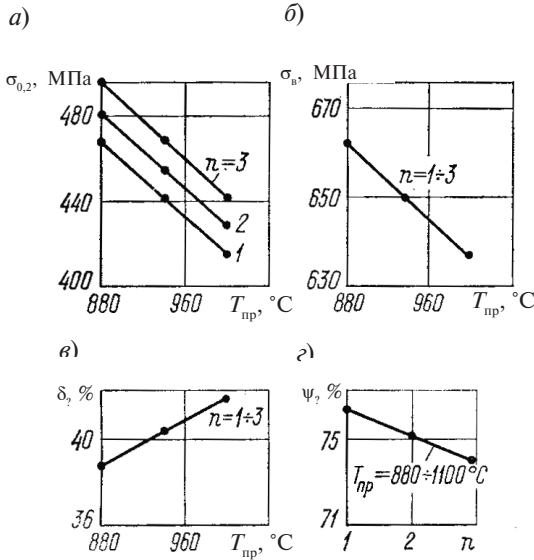


Рис. 8.4. Номограммы для определения механических свойств стали 08X18H10Т при прокатке с ВТМО со скоростью $v_{\text{пр}} = 0,3$ м/с при $\tau = 2-20$ с

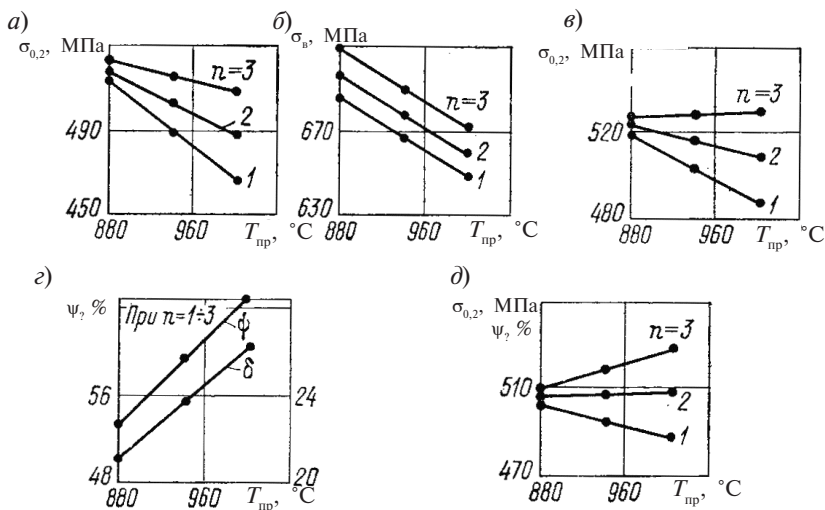


Рис. 8.5. Номограммы для определения механических свойств стали 08X18N12TF при прокатке с ВТМО со скоростью $v_{пр} = 0,3$ м/с без последующего старения:

$a - \tau = 20$ с; $б, г - \tau = 2-20$ с; $в - \tau = 11$ с; $д - \tau = 2$ с

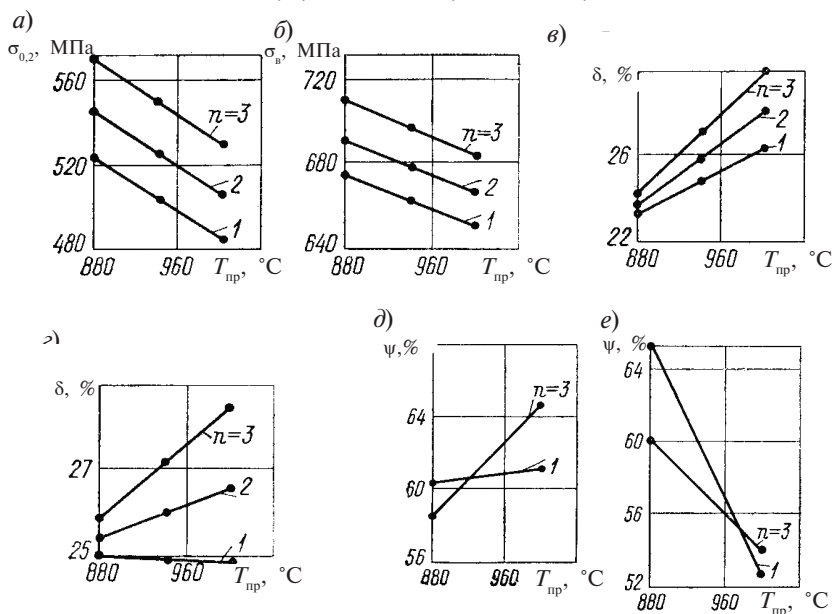


Рис. 8.6. Номограммы для определения механических свойств стали 08X18N12TF при прокатке с ВТМО со скоростью $v_{пр} = 0,3$ м/с с последующим старением:

$a, б - \tau = 2-20$ с; $в, д - \tau = 2$ с; $г, е - \tau = 20$ с

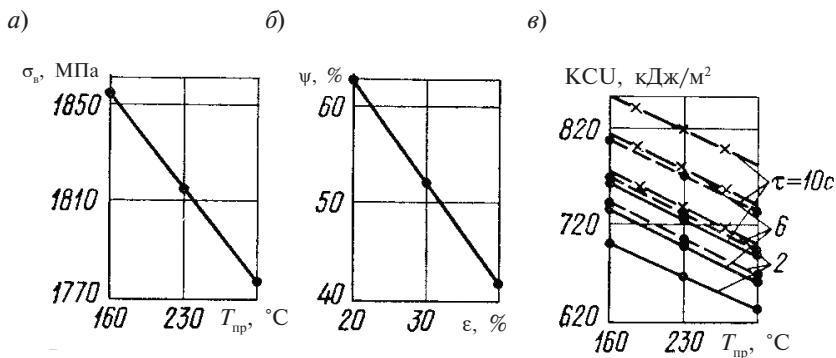


Рис. 8.7. Номограммы для определения механических свойств стали 30ХГСН2А при прокатке с ВТМО со скоростью $v_{пр} = 0,3$ м/с при $T_{пр} = 950-1050$ °C:

$a - \varepsilon = 20-40$ %, $t = 2-10$ с; $б - \tau = 2-10$, $T_{отп} = 160-300$ °C;
 $в - \varepsilon = 20$ %, ---- — $\varepsilon = 30$ %, — × — — $\varepsilon = 40$ %

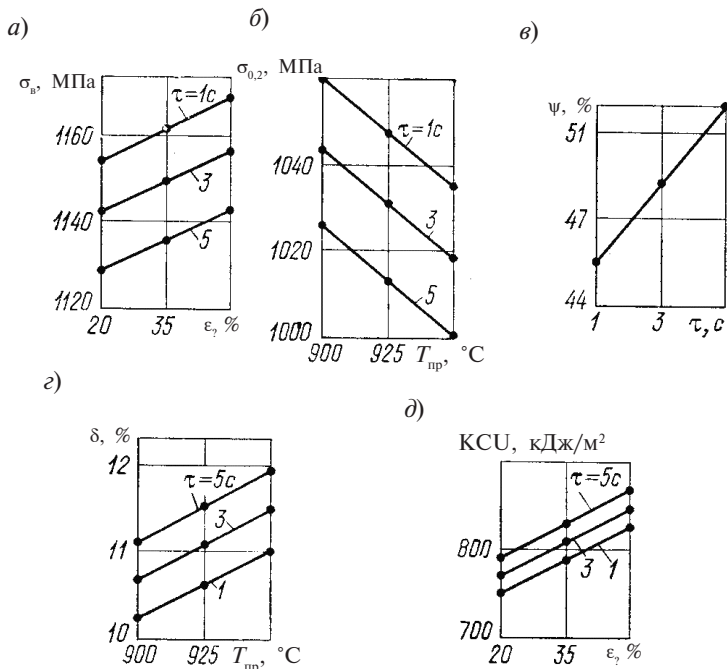


Рис. 8.8. Номограммы для определения механических свойств стали 40Х при прокатке с ВТМО со скоростью $v_{пр} = 0,3$ м/с: $a, д - T_{отп} = 950-950$ °C; $б, г - \varepsilon = 20-50$ %; $в - T_{отп} = 950-950$ °C, $\varepsilon = 20-50$ %

Следует заметить, что, к сожалению, не всегда можно реализовать планируемый эксперимент в условиях действующего оборудования. При этом пользуются номограммами, построенными на основании экспериментов, реализованных в лабораторных условиях в области факторного пространства, максимально приближенной к конкретным условиям. На рис. 8.4–8.8 представлены номограммы, построенные для сталей 08X18H10T, 08X18H12ТФ, 30ХГСН2А, 40Х, подвергнутых ВТМО в условиях лабораторного стана 210.

8.4. Моделирование и оптимизация термомеханического упрочнения стальных заготовок

Основная задача при разработке технологии ТМО — построение такой модели, при помощи которой можно было бы управлять процессом в целях получения требуемого уровня свойств. На первом этапе необходимо, по крайней мере, построить полиномиальные модели для различных сталей, сплавов, а возможно, и их групп. На втором этапе можно провести оптимизацию по главному параметру оптимизации как с помощью метода Бокса–Уилсона (если не требуется ограничения по сопутствующим параметрам оптимизации), так и с ограничением по последним, если таковое необходимо.

Для реализации первого этапа — построения статистической модели — проводят планируемый эксперимент. Варьируемые факторы определяются по принципу степени их влияния на выходные характеристики и возможности варьирования ими в условиях конкретного оборудования.

Рассмотрим оптимизацию ВТМО аустенитной стали 08X18H10T в целях повышения предела текучести при температурах 20, 300, 400 °С. На первом этапе реализовали планируемый эксперимент типа 2³. ВТМО проводили в условиях лабораторного стана 210 в интервале варьирования, моделирующем температурно-деформационно-временные условия прокатки на промышленном стане 350 ОАО “Кировский завод” (ЗАО “Петросталь”). Варьируемыми факторами были выбраны: температура прокатки $T_{пр}$, дробность деформации n (при суммарной степени обжатия 40 %) и промежуток последеформационной выдержки τ . Режимы ВТМО, соответствующие матрице планирования типа 2ⁿ, представлены в табл. 8.9.

Таблица 8.9

Режимы прокатки с ВТМО стали 08Х18Н10Т

Номер режима	$T_{\text{пр}}, ^\circ\text{C}$	n	$\tau, \text{с}$
1	1000	3	2
2	1000	3	20
3	1000	1	20
4	1000	1	2
5	880	1	20
6	880	1	2
7	880	3	2
8	880	3	20

Примечание. ОТО: 1100 °С, 20 мин, вода

После обработки экспериментальных данных были получены уравнения регрессии для параметров оптимизации ($\sigma_{0,2}$, $\sigma_{\text{в}}$, δ) (табл. 8.10).

Таблица 8.10

Уравнения регрессии, описывающие влияние параметров ВТМО проката из стали 08Х18Н10Т на характеристики механических свойств при повышенных температурах

Параметр оптимизации	Температура испытания, °С	Уравнение регрессии
$\sigma_{0,2}$	20	$467,4 - 26,7X_1 + 13,5X_2$
	150	$427 - 38X_1 + 16X_2 - 12X_3 + 17X_1X_2$
	300	$388 - 34X_1 + 24X_2 - 7X_3 + 9X_1X_2$
	400	$377 - 37X_1 + 19X_2 + 13X_1X_2 + 11X_2X_3$
$\sigma_{\text{в}}$	20	$656,5 - 13,4X_1$
	150	$560 - 19X_1 + 6X_2 - 7X_3$
	300	$506 - 26X_1 + 6X_2 - 11X_3 + 8X_1X_2 + 9X_1X_3 + 6X_2X_3$
	400	$489 - 20X_1 + 3X_2 + 6X_2X_3$
δ	20	$40,44 + 1,6X_1$
	150	$27,1 + 2,2X_1 - 1,3X_2$
	300	$21,5 + 1,9X_1 - 1,8X_2$
	400	$20,0 + 2,3X_1 - 2,1X_2$

Примечание. $X_1 = \frac{T_{\text{пр}} - 940}{60}$; $X_2 = \frac{n - 2}{1}$; $X_3 = \frac{\tau - 11}{9}$.

Наибольшее влияние на механические свойства стали оказывает температура прокатки и меньшая дробность деформации. В заданной области факторного пространства промежутки времени от конца прокатки до начала закалки существенно влияют на них.

Для температур испытаний 150, 300, 400 °С, судя по уравнениям регрессии, характер влияния исследуемых факторов на параметры оптимизации в целом такой же, как и при температуре 20 °С, при этом влияние температуры прокатки на механические свойства усиливается, о чем свидетельствует увеличение абсолютной величины соответствующего коэффициента регрессии. Кроме того, усложняется характер влияния параметров процесса на механические свойства — в уравнениях регрессии помимо линейных появляются члены, содержащие взаимодействия первого порядка.

На втором этапе исследования проводили оптимизацию процесса ВТМО с целью получения наибольшего предела текучести. Расчет осуществляли для двух вариантов оптимизации: без ограничения и с ограничением на сопутствующие параметры оптимизации ($\sigma_{0,2}$, σ_b , δ) в соответствии с требованиями ГОСТ 5949–75. В первом случае расчет по методу Бокса–Уилсона [221] показал оптимальное сочетание параметров: $T_{пр} = 840$ °С, $n = 3$, $\tau = 11$ с. Реализация ВТМО по этому режиму позволила получить следующие механические свойства: $\sigma_{0,2} = 520$ МПа, $\sigma_b = 683$ МПа, $\delta = 36,4$ %, $\psi = 70,6$ %. Причем значения оказались ниже, чем требуется по ГОСТ 5959–75. Во втором случае расчет проводился по методу поиска условного экстремума с ограничением и выходом в область при ограничениях $\sigma_b \geq 500$ МПа, $\delta \geq 40$ %. Расчет по алгоритму Розенброка, проведенный на ЭВМ для рассчитанного режима: $T_{пр} = 925$ °С, $n = 3$, $\tau = 11$ с, предсказал следующие значения механических свойств: $\sigma_{0,2} = 499$ МПа, $\sigma_b = 659$ МПа, $\delta = 40$ %, $\psi = 72,6$ %. Реализация ВТМО по этому режиму позволила получить следующие механические свойства: $\sigma_{0,2} = 521$ МПа, $\sigma_b = 679$ МПа, $\delta = 45,1$ %, $\psi = 74$ %. Аналогично проводилась оптимизация для двухфазной стали 08Х18Н12ТФ (см. табл. 8.10), в результате по рассчитанному режиму (при некоторой экстраполяции) — $T_{пр} = 990$ °С, $n = 4$, $\tau = 11$ с — были получены механические свойства: $\sigma_{0,2} = 550$ МПа, $\sigma_b = 692$ МПа, $\delta = 26,1$ %, $\psi = 63,95$ %. В последнем случае ограничения были

следующими: $\sigma_b \geq 600$ МПа, $\delta \geq 25$ %. Во время испытаний при 300°C реализация ВТМО стали 08X18H10T по режиму, рассчитанному по методу Бокса–Уилсона: $T_{\text{пр}} = 840^\circ\text{C}$, $n = 4$, $\tau = 5$ с, позволила получить такие механические свойства: $\sigma_{0,2} = 469$ МПа, $\sigma_b = 513$ МПа, $\delta = 14,9$ %, $\psi = 60$ %. При использовании алгоритма Розенброка и температуре испытания 400°C по рассчитанному режиму — $T_{\text{пр}} = 960^\circ\text{C}$, $n = 2$, $\tau = 11$ с (при ограничении $\delta \geq 18$ %) — $\sigma_{0,2} = 438$ МПа, $\sigma_b = 512$ МПа, $\delta = 18,5$ %, $\psi = 63,3$ %. Выбор температуры испытания, при которой проводилась оптимизация, определялся исходя из предполагаемых условий эксплуатации стали.

В заключение отметим перспективность применения сочетания методов планируемого эксперимента и метода конечных элементов для предсказания структуры и механических свойств в различных частях сечения заготовки, получаемой прокаткой, штамповкой или другими методами пластического формообразования [223, 224].

8.5. Методология имитационного моделирования и его применение для прогнозирования свойств термомеханически упрочненных металлоизделий

Применение аналитических методов для выбора более близких к оптимальным параметров совмещенного технологического процесса горячей деформации и термообработки является необходимым условием в связи с многовариантностью решений. Однако использование математических моделей для прогнозирования механических свойств только на основании изменения температурно-деформационных параметров и макроструктурных характеристик недостаточно для точного прогнозирования механических свойств ввиду их зависимости от субструктурных изменений стали в процессе высокотемпературной термомеханической обработки.

В работе [225] предложено так называемое имитационное моделирование для прогнозирования механических свойств металлоизделий с термомеханическим упрочнением.

Термомеханические основы
имитационного моделирования процессов деформации
и термической обработки

Форму и состояние материала, из которого воздействием разных видов энергии получают изделие, можно описать с помощью геометрических и физических параметров.

Первую часть этого описания, касающуюся формоизменения тела, выполняют без особых затруднений, пользуясь уравнениями аналитической геометрии, термодинамики и механики пластических деформаций [226]. Описание структурного, тем более субструктурного, состояния металла при деформационном и термическом воздействии аналитическими методами является сложным процессом. Известны некоторые микромоделли, учитывающие изменение субструктуры при горячей деформации на основе вычисления количества дислокаций [227]. Однако их практическое применение для прогнозирования механических свойств является трудоемким и ненадежным вычислительным процессом ввиду необходимости специальных исследований дислокационной структуры всех используемых материалов.

На основе работ о физическом поведении металла при горячей деформации, например [228], с позиций инженерного проектирования можно утверждать, что между структурными и субструктурными изменениями и полученными во время деформационно-температурного воздействия механическими свойствами существует корреляционная зависимость [229, 230]. Эта зависимость легко и точно обнаруживается в том случае, когда созданная дислокационная структура сохраняется “замораживанием”, т. е. быстрым охлаждением сразу после деформационно-термического воздействия и при отсутствии фазового превращения. В этой области исследований существует множество работ М.Л. Бернштейна и его сотрудников на так называемых модельных сплавах.

При наличии фазового перехода зависимость конечных свойств деформированной структуры усложняется, особенно в сталях с присутствием легирующих элементов. Помимо фазового наклепа добавляется влияние количества и формы выделений при быстром охлаждении. Оказывается, однако, что такие превращения можно оценить так же, как и при анализе высокотемпературной деформации. Для этого нужно определить механическое поведение материала в состоянии после структурного превращения, но

без деформационного воздействия [231]. Итак, объединяющим звеном структурных изменений и конечных механических свойств является физическое поведение металла во времени и при деформационно-температурных воздействиях.

Как известно, прямое отображение физического поведения металла при определенной нагрузке, температуре и скорости деформации — это диаграммы напряжение—деформация, т. е. кривые упрочнения. Применение таких диаграмм в математических моделях весьма удобно, поскольку для их описания существует множество аналитических зависимостей. На наш взгляд, для распространенных сталей с большей или меньшей склонностью к разупрочнению при значительных горячих деформациях более подходящими для моделирования оказываются зависимости Шварцбарта с дополнительной частью для разупрочнения [232].

При замедленном охлаждении, а также при больших междеформационных паузах необходимо применять те аналитические зависимости, которые основываются на теории ползучести [233]. Проблему выбора той или иной зависимости надо решать в окончательном виде после сравнения их адекватности с реальным процессом.

Прогнозирование свойств металлоизделий — это сложная задача получения частных критериев, которую можно решить, если известны развивающиеся во времени энергетические воздействия на материал, его физическое поведение при таких воздействиях и окончательные структурные изменения, обуславливающие получение механических свойств.

Определение частных критериев указанных зависимостей производят либо по статистическим данным на основе прототипов или аналогов процесса, либо современными методами математического моделирования. Более точного определения частных критериев можно достичь при помощи имитационного моделирования [161]. Применение этого вида моделирования обусловлено тем, что система, устанавливающая связь между физическим состоянием металла и его окончательными свойствами после термомеханического упрочнения, должна быть гибкой, обеспечивающей простоту получения основных аналитических зависимостей и возможность для их коррекции, а также быструю замену значений варьируемых факторов. Структура программы имитационной модели должна иметь форму, доступную и неспециалистам по вычислительной технике, которая позволяла бы принимать решения в диалоговой форме.

Алгоритм разработки имитационной модели
термомеханического упрочнения

В первой части модели необходимо подобрать или создать аналитические зависимости для интенсивности деформаций. Последние являются также базой для определения скорости деформации в характерных областях и сечениях поковки (рис. 8.9, а). Для выдавливания или прессования изделий с ротационной формой поля скоростей можно получить либо методом конечных элементов (МКЭ), либо при помощи функций тока (рис. 8.9, б).

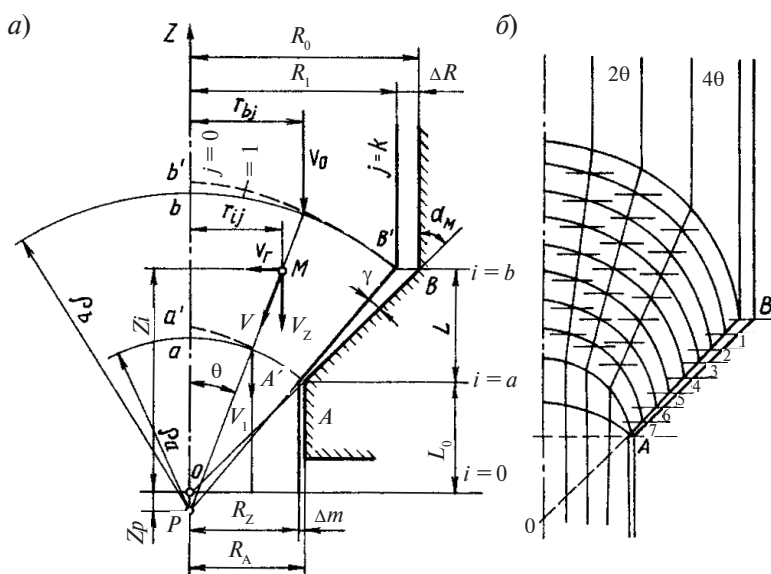


Рис. 8.9. Пластическая область при осесимметричном гидропрессовании (а) и поле линий тока (б)

Г. Пецовым разработана методика построения поля скоростей при осесимметричном прессовании на основе функций тока [225], которая позволяет посредством программы для микрокомпьютера вычислить интенсивность напряжений

$$\sigma_i \sqrt{(\sigma_\rho - \sigma_\theta)^2 + 6\tau^2 \rho_\theta}$$

и их среднее интегральное значение на выходе из пластической зоны:

$$\sigma_{ia} = \frac{1}{\pi R_2^2} \int_0^{R_2} 2\pi r \sigma_i dr.$$

Следующим основным фактором, который определяет физическое поведение металла во время деформации, является его температура. Для нее характерно неравномерное распределение в деформационной зоне и нестационарный характер. При формировании структуры и свойств изделия решающее влияние оказывает температура конца деформации. Ее можно определить из модели зависимости температурного поля, сформировавшегося в результате теплового баланса:

$$\Delta Q = \Delta Q_d - \Delta Q_i - \Delta Q_n,$$

где ΔQ_d — тепло, выделенное деформацией; ΔQ_n — охлаждение на воздухе до начала деформации; ΔQ_i — теплообмен с инструментом.

При подогреве инструмента и при применении квазижидких сред в качестве смазки, образующих устойчивый и теплоизолирующий слой между металлом и инструментом, потерями тепла при кратковременном контакте с инструментом можно пренебречь ($\Delta Q_n = 0$).

Для определения температурного изменения на протяжении деформационной зоны ($\rho_a \leq \rho \leq \rho_b$, $0 \leq \alpha_i$) используют зависимости, в которых учитываются энергетические затраты деформации. При осесимметричном прессовании одна из этих зависимостей имеет вид [234]

$$\Delta t_d = \frac{2y_i}{(I c_m c_m)} \sqrt{I + \operatorname{tg}^2 \alpha / 12 \Delta c / c},$$

где I — механический эквивалент тепла; ρ_m , c_m — теплофизические характеристики металла.

Охлаждение заготовки до начала деформации вычисляют на основе конвективного и рационального теплообмена с воздухом. Для невысоких температур нагрева ($t_n \leq 400$ °C) имеет место в основном конвективный теплообмен ($\Delta t_b = \Delta Q_b / (\rho_m c_m V)$).

На основе описанного выше, а также принимая выравнивание температуры поверхности и сердцевины заготовки до начала прессования, можно вычислить [233] среднее изменение температуры пресс-изделия:

$$\Delta t_{cp} = \frac{2\sigma_i}{Jc_M \rho_M} \int_{\rho_b}^{\rho_g} \sqrt{1 + \frac{tq^2 \theta}{12}} \frac{d\rho}{\rho} - \frac{2\sqrt{\tau}}{\pi R^2} \frac{(t - t_B) V \lambda_B}{\rho_M c_M} \frac{\sqrt{\lambda_B \rho_B c_B}}{\sqrt{\lambda_B \rho_B c_B} + \sqrt{\lambda_B \rho_B c_B}}, \quad (8.4)$$

где $t_B, \lambda_B, \rho_B, c_B$ — температура и теплофизические характеристики воздушной среды.

Зависимость (8.4) подлежит экспериментальной проверке, которую можно провести калориметрированием нагретых и деформированных образцов или при помощи быстродействующих электронных фотоприборов.

После подтверждения адекватности созданной модели температурного поля определяют среднемассовую температуру в конце деформации:

$$t_M = t_H \pm \Delta t_{cp}.$$

Следующий этап создания общей модели термомеханического упрочнения изделия состоит в применении аналитических зависимостей для сопротивления деформации при определенных температурно-скоростных условиях. Выбор той или иной зависимости рассмотрен в предыдущих разделах. Одна из них, в которой довольно точно учитывается упрочнение и разупрочнение, имеет вид [232]

$$y = y_0 + D_e \exp\left(-\frac{e}{e_{x1}}\right) - (y_0 - y_y)^2 \left[1 - \exp\left(-\frac{e}{e_{x2}}\right)\right],$$

где D_e — модуль упрочнения; σ_0, σ_y — начальное и соответствующее установленной стадии деформации напряжения; e_{x1}, e_{x2} — характеристические деформации, которые можно вычислить по данным [232].

Суммарное воздействие деформационного упрочнения и фазового превращения определяется путем приведения механической характеристики “напряжение” к показателю “деформационное остаточное упрочнение”: $\varepsilon = \varepsilon_d + \varepsilon_\phi$, где ε_d — приведенная деформация деформационного упрочнения, которую определяем из восходящей части кривой упрочнения: $\sigma = \sigma_0 + D \varepsilon_d$ при $\varepsilon_d = e < e_{x1}$; ε_ϕ — приведенная деформация упрочнения, полученная в результате фазового перехода и определяемая нагружением на пластометре отожженного образца до напряжения, соответствующего пределу текучести аналогичного закаленного образца.

Комплексная имитационная модель термомеханического упрочнения складывается из математических моделей напряженно-

деформированного состояния, температурного поля и аналитических зависимостей остаточного упрочнения. К ним нужно присоединить регрессионные уравнения для определения механических свойств изделия, прошедшего цикл термомеханической обработки. Экспериментальный подход необходим, так как конечные свойства зависят от многих факторов, кроме тех основных, которые являются определяющими в указанных математических моделях.

Зависимости для определения механических свойств целесообразно представить в виде полиномов второй степени:

$$\text{Свойство} = f(t_m, \varepsilon, u, t_k, t_o),$$

где t_m и ε отображают состояние деформированного металла; u — интенсивность охлаждения; t_k и t_o — температуры конца охлаждения и отпуска.

Рассмотрим алгоритм разработки комплексной имитационной модели (рис. 8.10). Исходными данными являются характеристики стали или сплава, инструмента и оборудования. Технологические параметры — температура нагрева, скорость и степень деформирования, время транспортирования, интенсивность и температура конца охлаждения, температура отпуска — управляемые факторы. Вторая часть этих факторов (факторы термообработки) воздействует на конечные свойства изделия прямым образом, а первая часть — посредством результирующих параметров t_m и ε .

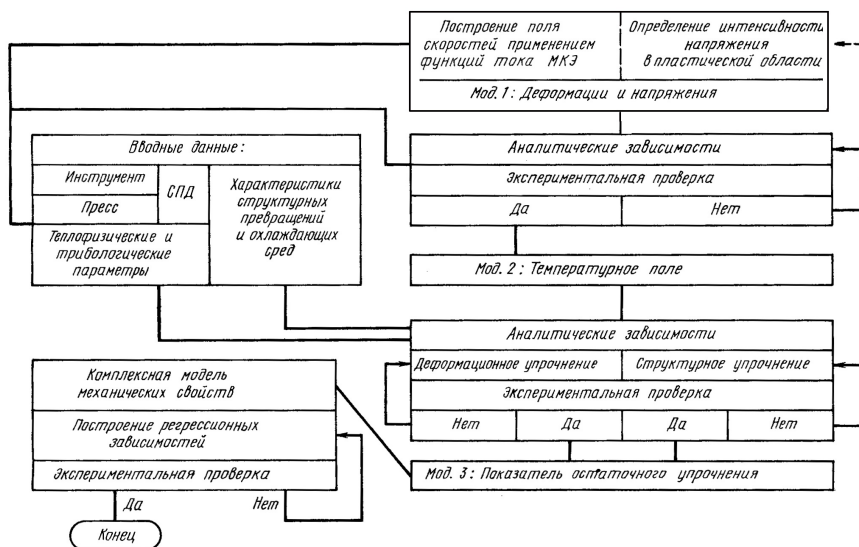


Рис. 8.10. Алгоритм построения имитационной модели прогнозирования механических свойств термомеханически упрочненного изделия

Это разделение управляющих параметров процесса ВТМО позволяет получить более гибкую модель, а применение экспериментального подхода — повысить его точность.

*Результаты применения комплексной
имитационной модели в лабораторных условиях*

Комплексная модель термомеханического упрочнения опробована при горячем гидродинамическом прессовании конструкционных сталей [231] и сплава Д16 [235].

Проведены экспериментальные проверки адекватности аналитических зависимостей среднемассовой температуры и сопротивления деформации. При статистической оценке регрессионных уравнений прочности термомеханически упрочненной стали средняя относительная ошибка не превышает 8 %, а для пластических свойств и ударной вязкости — 14 %. Для сплава Д16 средняя относительная ошибка некоторых механических показателей составляла до 8,6 %.

ПРИМЕНЕНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ОБЪЕМНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ НАНОСТРУКТУРНЫХ ЗАГОТОВОК И ДЕТАЛЕЙ

9.1. Методы интенсивной пластической деформации

Рассмотрим основные требования к методам интенсивной пластической деформации, которые следует учитывать при создании наноструктур в объемных образцах и заготовках [236]. Во-первых, для получения ультрамелкозернистых структур необходимо обеспечить формирование большеугловых границ зерен, поскольку именно в этом случае происходит качественное изменение свойств материалов. Во-вторых, надо получить однородное наноструктурное состояние по всему объему образца для обеспечения стабильности свойств полученных заготовок (деталей). Эти требования не могут быть реализованы путем использования традиционных методов обработки металлов давлением, таких как обычная прокатка, вытяжка или экструзия.

Для формирования наноструктур в объемных образцах чаще всего применяют специальные схемы деформирования, позволяющие достичь значительных деформаций материалов при низких температурах, а также определяют оптимальные режимы обработки. В настоящее время в основном используют два метода ИПД — кручение под высоким давлением и РКУ-прессование. Известны работы по получению нано- и субмикроструктурных структур в ряде металлов и сплавов в результате применения всестороннейковки, например [237, 238], РКУ-вытяжки [239], метода песочных часов [240].

В последние годы появились сведения об использовании не-традиционных методов прокатки для получения подобных структур в некоторых сталях и сплавах [241, 242].

Схемы и режимы интенсивной пластической деформации

К числу основных методов, с помощью которых были достигнуты значительные деформации с истинными степенями, равными 10 и более, без разрушения образцов, относятся кручение под высоким давлением (рис. 9.1, *а*) и РКУ-прессование (рис. 9.1, *б*).

Деформация кручением под высоким давлением

Принципиально важным моментом явились доказательства формирования наноструктур с неравновесными большеугловыми границами зерен при использовании интенсивной деформации кручением [243, 244], что позволило рассматривать этот метод как новый способ получения наноструктурных материалов.

Рассмотрим механические аспекты интенсивной деформации кручением. При деформации кручением под высоким давлением (см. рис. 9.1, *а*) полученные образцы имеют форму дисков.

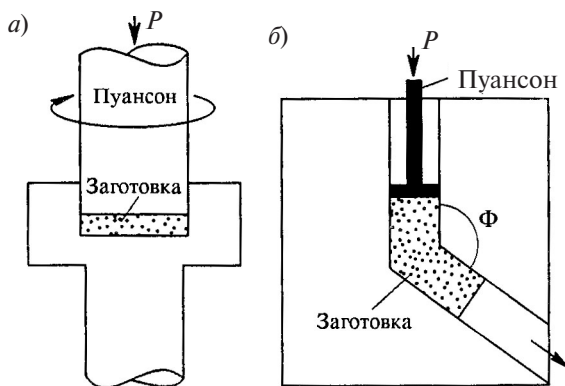


Рис. 9.1. Принципы методов интенсивной пластической деформации:
а — кручение под высоким давлением; *б* — РКУ-прессование [236]

При этом образец помещается между бойками и сжимается под приложенным давлением (ГПа). Нижний боек вращается, и силы поверхностного трения заставляют образец деформироваться сдвигом. Геометрическая форма образцов такова, что основной объем материала деформируется в условиях квазигидростатического сжатия внешних слоев образца. В результате деформируемый образец, несмотря на большие степени деформации, не разрушается.

Для расчета степени деформации при реализации схемы кручения под высоким давлением применяются различные соотношения. Так, в работе [245] для расчета истинной логарифмической степени деформации использовали формулу

$$\varepsilon = (\vartheta r / l), \quad (9.1)$$

где ϑ — угол вращения, рад; r , l — радиус и толщина диска соответственно.

Формула (9.1) аналогична соотношению, используемому при расчетах истинной степени деформации образцов, подвергнутых растяжению. Однако если для растяжения формула (9.1) имеет физическое обоснование, то для кручения оно отсутствует. В частности, согласно соотношению (9.1), при кручении под давлением логарифмическая степень деформации по периметру типичных образцов диаметром 20 мм и толщиной 1 мм равна 6, по периметру образцов диаметром 10 мм и толщиной 0,2 мм — 7, а в центре этих образцов — нулю. Между тем, как показывают результаты многочисленных исследований, в ходе реализации данной схемы ИПД в центральной части образцов после нескольких оборотов структура измельчается и обычно становится однородной по радиусу образцов. Это подтверждается и результатами по обнаружению близких значений микротвердости в различных точках как в центре, так и на периферии деформированных образцов.

Большие степени деформации образцов при кручении под высоким давлением достигаются путем сдвиговой деформации в результате изменения угла поворота нижнего бойка. В связи с этим при расчете степени деформации в данном методе часто также используют формулу

$$\gamma = 2\pi R \frac{N}{l}, \quad (9.2)$$

применяемую при традиционном способе деформирования кручением для расчета степени сдвиговой деформации на расстоянии R от оси образца в форме диска. Здесь N — число оборотов, а l — толщина образца. Для сопоставления степени сдвиговой деформации при

кручении со степенью деформации при других схемах деформирования первую обычно преобразовывают в так называемую эквивалентную деформацию $\varepsilon_{\text{ЭКВ}}$. Согласно критерию Мизеса

$$\varepsilon_{\text{ЭКВ}} = \gamma\sqrt{3}.$$

Для уравнения (9.2) справедливы два замечания [236]: 1) расчеты с помощью данного уравнения приводят к выводу о том, что величина деформации должна изменяться линейно от нуля в центре образца до максимального значения на концах его диаметра, однако, как отмечалось ранее, этого на самом деле не происходит; 2) в процессе деформации исходная толщина образца под воздействием высокого сжимающего давления уменьшается примерно в два раза, поэтому использование, как это обычно происходит, в качестве l исходной толщины образца занижает рассчитанные значения величины деформации по сравнению с истинными значениями.

Оба эти замечания свидетельствуют о том, что величины деформации, рассчитанные с помощью указанных выше уравнений, лишь примерно равны реальным степеням деформации. Более того, формирование наноструктуры при ИПД происходит под действием не только внешних, но и внутренних напряжений [236]. Вместе с тем между величиной последних и истинными деформациями нет жесткой связи. Подтверждением этого является формирование обычно однородной структуры по диаметру образцов, подвергнутых ИПД кручением, хотя в соответствии с выражениями (9.1) и (9.2) в центре образцов не должно происходить сильного измельчения микроструктуры. Поэтому при исследовании процессов эволюции микроструктуры в ходе ИПД кручением часто более правильно рассматривать число оборотов, а не величину деформации, рассчитанную с помощью аналитических выражений. Это становится особенно важным при обработке труднодеформируемых или хрупких материалов, при которой возможно проскальзывание между бойками и образцом или растрескивание последнего. Для их устранения необходимо повышение приложенного давления, что, однако, создает дополнительные технологические трудности при подборе прочного материала бойков и оптимизации конструкции оснастки.

Полученные ИПД кручением образцы имеют форму дисков размером от 10 до 20 мм и толщиной 0,2–0,5 мм. Сильное измельчение структуры наблюдается уже после деформирования на пол-оборота [236], но для создания однородной наноструктуры требуется, как правило, деформация в несколько оборотов.

Исследования последних лет показали также, что ИПД кручением может быть успешно использована не только для измельчения структуры, но и как метод консолидации порошков [246]. При этом обнаружено, что в получаемых наноструктурных образцах в форме дисков высокие давления, равные нескольким гигапаскалям, во время деформации кручением при комнатной температуре могут обеспечивать высокую плотность, близкую к 100 %. При этом для получения таких образцов консолидацией ИПД кручением используются не только обычные порошки, но и порошки, подвергнутые обработке в шаровой мельнице.

В работе [236] в качестве примера рассмотрено компактирование ИПД кручением полученного в шаровой мельнице наноструктурного порошка Ni. Проведенные исследования показали, что плотность полученных образцов близка к 95 % от теоретической плотности массивного крупнокристаллического Ni. При этом в образцах отсутствовала видимая в просвечивающем электронном микроскопе пористость, средний размер зерен был очень мал, примерно 17 нм, а, следовательно, границы занимали большой объем. Авторы предполагают: данные образцы демонстрируют снижение теоретической плотности в связи с тем, что границы зерен в материалах с очень малым размером зерен и сильными искажениями кристаллической решетки обладают пониженной атомной плотностью.

Следует отметить, что микротвердость образцов Ni, полученных методом консолидации ИПД, составила $8,60 \pm 0,17$ ГПа. Данное значение является самым высоким значением микротвердости для нанокристаллического Ni, зафиксированным в литературе.

Деформация РКУ-прессованием. Способ РКУ-прессования, реализующий деформацию массивных образцов простым сдвигом, был разработан В.М. Сегалом с сотрудниками в 70-х гг. XX в. для того, чтобы подвергать материалы пластическим деформациям без изменения поперечного сечения образцов, что создает возможность для их повторного деформирования [247, 248] (см. рис. 9.1, б). В начале 90-х гг. XX в. Р.З. Валиевым с сотрудниками данный способ был развит и впервые применен как метод ИПД для получения структур с субмикрокристаллическим и нанометрическим размером зерен [236]. Исходные заготовки с круглым или квадратным поперечным сечением вырезали из прутков длиной от 70 до 100 мм. Диаметр поперечного сечения или его диагональ, как правило, не превышали 20 мм.

При РКУ-прессовании заготовка неоднократно продавливается в специальной оснастке через два канала с одинаковыми

поперечными сечениями, обычно пересекающимися под углом 90° . Для труднодеформируемых материалов деформация осуществляется при повышенных температурах.

Когда внешний угол $\varphi = 0^\circ$, а внутренний угол ψ произвольный (рис. 9.2), согласно [248], при сдвиге в каждом проходе через каналы приращение степени деформации $\Delta \varepsilon_i$ может быть рассчитано с использованием выражения

$$\frac{P}{Y} = \Delta \varepsilon_i = \frac{2}{\sqrt{3}} \operatorname{ctg}(\varphi / 2).$$

Здесь P — приложенное давление, Y — напряжение течения деформируемого материала.

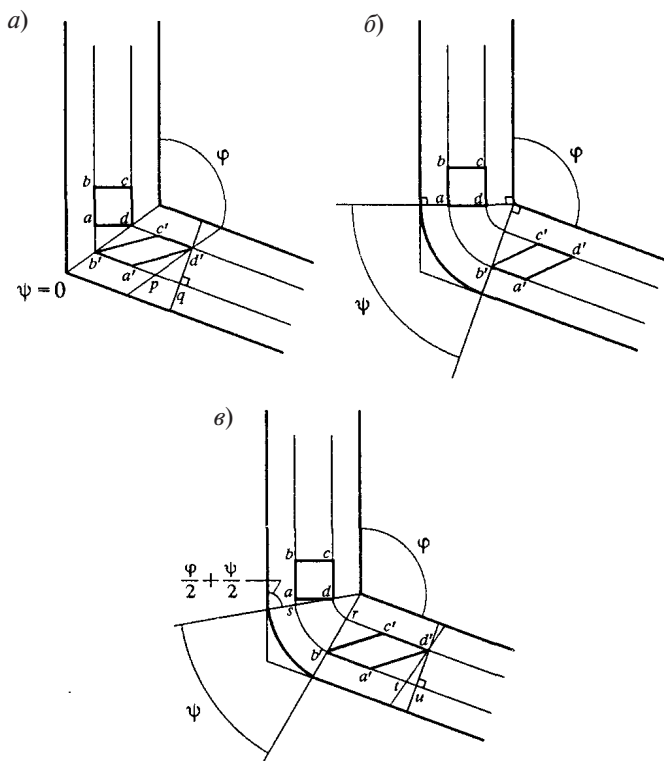


Рис. 9.2. Принципы РКУ-прессования:

$a - \psi = 0^\circ$; $б - \psi = \pi - \varphi$; $в - \psi$ лежит между $\psi = 0^\circ$ и $\psi = \pi - \varphi$ [249]

Поскольку при РКУ-прессовании заготовка продавливается через пересекающиеся каналы несколько раз, то общая степень деформации

$$N = N\Delta\epsilon,$$

где N — число проходов.

Общее соотношение, позволяющее рассчитывать степень деформации образца при РКУ-прессовании за N проходов, имеет следующий вид [249]:

$$\epsilon_N = \frac{2\operatorname{ctg}(\varphi/2 + \psi/2) + \psi \operatorname{cosec}(\varphi/2 + \psi/2)}{\sqrt{3}}. \quad (9.3)$$

Из соотношения (9.3) следует, что при наиболее часто используемых углах $\varphi = 90^\circ$ и $\psi = 20^\circ$ каждый проход соответствует добавочной степени деформации, примерно равной единице.

При РКУ-прессовании для структурообразования весьма важными являются направление и число проходов заготовки через каналы. В работах [248, 250, 251] были рассмотрены различные маршруты заготовок (рис. 9.3): ориентация заготовки остается неизменной при каждом проходе (маршрут A); после каждого прохода заготовка поворачивается вокруг своей продольной оси на угол 90° (маршрут

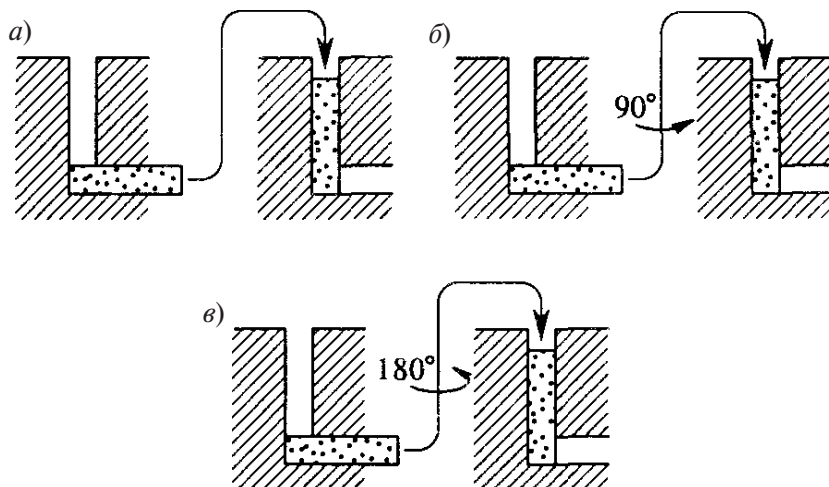


Рис. 9.3. Варианты РКУ-прессования:
а — маршрут A ; б — маршрут B ; в — маршрут C [251]

B); после каждого прохода заготовка поворачивается вокруг своей продольной оси на угол 180° (маршрут *C*). Данные маршруты различаются направлением сдвига при повторных проходах заготовки через пересекающиеся каналы и приводят к формоизменению сферической ячейки в теле заготовки при РКУ-прессовании.

В ходе первого прохода в результате простого сдвига при РКУ-прессовании в месте пересечения каналов ячейка приобретает форму эллипсоида (рис. 9.4, *a*). При реализации маршрута *A* последующие проходы приводят к удлинению оси l , и эллипсоид вытягивается. При этом направление сдвига поворачивается на угол 2φ вокруг оси, перпендикулярной продольному сечению каналов (рис. 9.4, *b*).

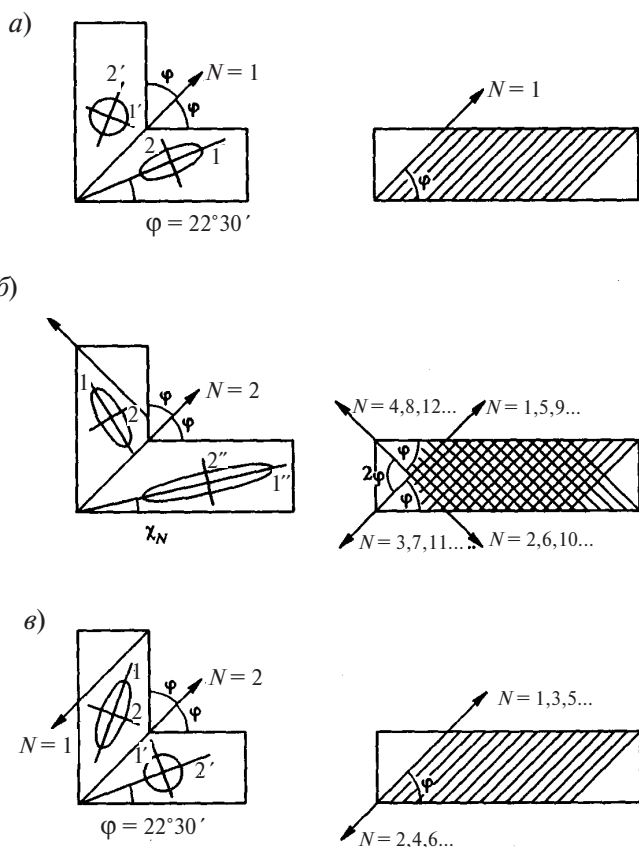


Рис. 9.4. Режимы простого сдвига при РКУ-прессовании [248]:
a — одноцикловое деформирование; *b* — многоцикловое деформирование, маршрут *A*; *в* — маршрут *C*

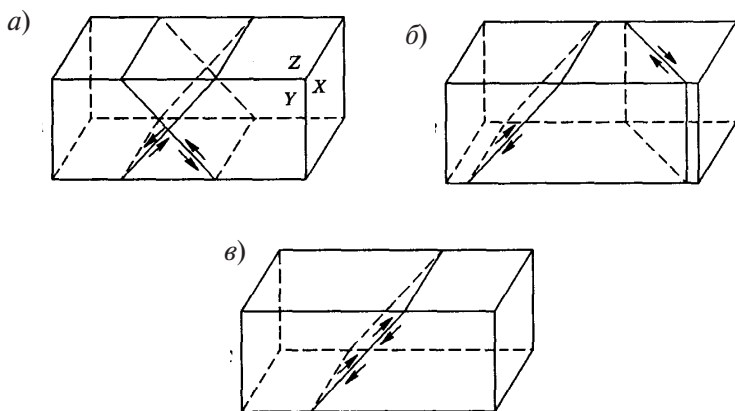


Рис. 9.5. Направления сдвига при РКУ-прессовании по маршрутам *A* (а), *B* (б), *C* (в) [251]

При маршруте *B* повторный проход приводит к изменению направления сдвига; при этом плоскость сдвига поворачивается на угол 120° (при $2\varphi = 90^\circ$, рис. 9.5, б) [43].

При деформации по маршруту *C* (см. рис. 9.3, в) повторный проход приводит к сдвигу в той же плоскости, но в противоположном направлении (см. рис. 9.4, а; 9.5, в). При этом ячейка вновь приобретает сферическую форму.

Использование всех трех маршрутов приводит к быстрому росту пределов текучести и прочности обрабатываемого материала, которые уже после нескольких проходов достигают насыщения [250].

Всесторонняя ковка. Еще одним способом формирования наноструктур в массивных образцах является всесторонняя ковка, предложенная Г.А. Салищевым с соавторами [237, 238]. Процесс всестороннейковки обычно сопровождается динамической рекристаллизацией.

Схема всестороннейковки (рис. 9.6) основана на использовании многократного исполнения операций свободнойковки: осадка–протяжка со сменой оси прилагаемого деформирующего усилия.

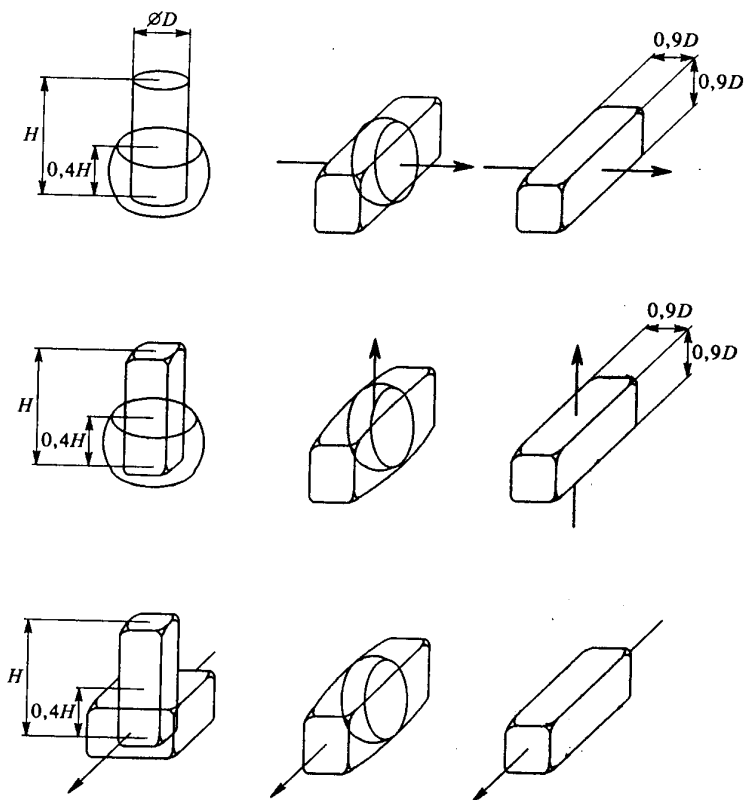


Рис. 9.6. Технологическая схема ИПД ковкой [236]

По сравнению с РКУ-прессованием или кручением в данной технологической схеме однородность деформации ниже. Однако здесь возможно получить наноструктурное состояние в хрупких материалах, поскольку обработку начинают с повышенных температур и инструмент подвергается небольшим удельным нагрузкам. Например, при выборе соответствующих температурно-скоростных условий деформации можно получить очень мелкие зерна, размером около 100 нм.

Метод ИПД всесторонней ковкой был использован для измельчения структуры в ряде сплавов, в том числе в чистом Ti [238], в Ti сплавах ВТ8, ВТ30, Ti–6 % Al–32 % Mo, в Mg сплаве Mg–6 % Zr, в высокопрочных высоколегированных Ni сплавах и др. [236]. Обычно данный подход реализуется при температурах пластической деформации в интервале $(0,3–0,6)T_{пл}$.

Таким образом, к настоящему времени методы ИПД получили развитие как методы, предназначенные для наноструктур в массивных образцах из различных металлов и сплавов. Тем не менее вопрос о получении массивных заготовок большого размера и более однородных по микроструктуре, а также проблемы разработки новых технологически эффективных схем ИПД, совершенствования оснастки и расширения номенклатуры материалов, в которых можно сформировать наноструктурное состояние, остаются весьма актуальными.

9.2. Формирование наноструктур при интенсивной пластической деформации

Методы интенсивной пластической деформации могут обеспечить формирование наноструктур в различных материалах. Однако получаемый размер зерен и характер формирующейся структуры зависят от применяемого метода ИПД, режимов обработки, фазового состава и исходной микроструктуры материала. Далее будут рассмотрены примеры типичных наноструктур, полученных методами ИПД, способы получения минимального размера зерен в различных материалах, эволюция микроструктуры при интенсивных деформациях.

Виды наноструктур в материалах, подвергнутых интенсивным деформациям

К настоящему времени наноструктуры с использованием различных методов ИПД получены в чистых металлах, многих сплавах и сталях, включая интерметаллиды, а также в некоторых полупроводниках и композитах.

В чистых металлах ИПД кручением обычно приводит к формированию равноосной структуры, средний размер зерен в которой составляет около 100 нм, а РКУ-прессование обеспечивает размер зерен, равный 200–300 нм. Рассмотрим типичные микроструктуры Cu , подвергнутой ИПД кручением, наблюдаемые в просвечивающем электронном микроскопе в светло- и темнопольном изображениях вместе с соответствующей дифракционной картиной [252] (рис. 9.7).

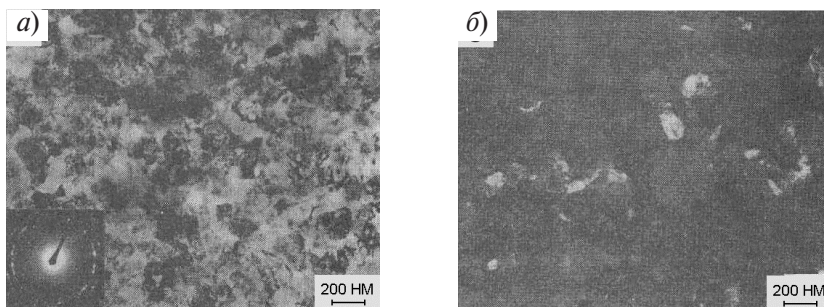


Рис. 9.7. Структуры в Cu, подвергнутой ИПД кручением, наблюдаемые в электронном микроскопе:

a — светлопольное изображение совместно с дифракционной картиной;
б — темнопольное изображение [236]

Интенсивная деформация приводит к формированию в Cu однородной ультрамелкозернистой структуры уже при комнатной температуре. Многочисленные рефлексы на электронограмме, расположенные вдоль окружностей, указывают на большеугловые разориентировки соседних зерен. Присутствие преимущественно большеугловых границ в структуре металлов после интенсивной деформации было подтверждено прямыми измерениями разориентировок индивидуальных границ зерен, и это является важной особенностью материалов, подвергнутых ИПД [243, 252, 249].

На изображениях структуры Cu многие границы зерен видны отчетливо, но они, как правило, не прямые, а искривлены и не ровны. Вместе с тем можно налюдовать много границ, контуры которых определены нечетко, а дифракционный контраст в зернах неоднороден и часто изменяется сложным путем, указывая на высокий уровень внутренних напряжений и упругие искажения кристаллической решетки. Такой сложный контраст присутствует как в зернах, содержащих решеточные дислокации, так и в бездефектных зернах, свидетельствуя, что источниками внутренних напряжений являются границы зерен.

В армко-Fe и Ti был получен еще более мелкий размер зерен (около 80 нм), при этом увеличился и уровень искажений многих зерен. Кроме того, контуры границ стали настолько размытыми, что размер зерен можно измерить только по темнопольным изображениям.

РКУ-прессование также приводит к формированию в Cu, Ni и Al равноосной ультрамелкозернистой структуры [236]. В Cu средний размер зерен оказался равным 210 нм, при этом установлено, что

однородность формирующейся структуры, удлинение зерен, доля большеугловых границ зерен определяются не только степенью деформации, но и в значительной степени геометрией оснастки и режимами прессования. Необходимо учитывать возможный само-разогрев образцов при РКУ-прессовании, что также оказывает существенное влияние на формирование микроструктуры.

В сплавах, подвергнутых интенсивным деформациям, конечная структура определяется не только условиями обработки, но и исходной микроструктурой и фазовым составом. В однофазных твердых растворах формирование наноструктуры происходит аналогично чистым металлам, но получаемый размер зерен может быть намного меньше. В многофазных сплавах существенную роль при измельчении структуры играют природа и морфология вторых фаз. При наличии в исходной структуре сплава частиц вторых фаз, более прочных, чем матрица, при интенсивных деформациях может происходить их дробление, а также растворение вследствие механического легирования, приводящего к образованию пересыщенного твердого раствора.

Наглядным примером формирования таких метастабильных состояний является ИПД высокоуглеродистой стали У12 [253]. Исследованная сталь У12 находилась в нормализованном состоянии (рис. 9.8, *а*), имела перлитную структуру, а также содержала избыточный цементит. После ИПД кручением (давление $P = 6$ ГПа, истинная деформация $e = 7$) произошло формирование сильно-дисперсной структуры с размером зерен 20 нм (рис. 9.8, *б*) при полном растворении цементита. Полученная наноструктура представляла собой сильно пересыщенный твердый раствор С в α -Fe.

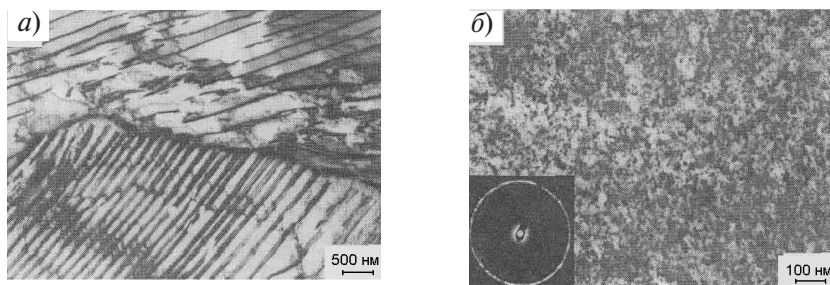


Рис. 9.8. Структура стали У12 в исходно-нормализованном состоянии (*а*) и после ИПД кручением при комнатной температуре ($P = 6$ ГПа, $e = 7$) (*б*) [253]

Метастабильные наноструктурные состояния, связанные с образованием пересыщенных растворов после ИПД, отличаются тем, что после нагрева происходит их распад, приводящий к новым необычным свойствам материалов.

В металлокерамических композитах применение метода ИПД также приводит к формированию наноструктур. В частности, одним из способов получения композитов является консолидация металлических и керамических порошков по схеме деформации кручением. Так, в работе [254] подробно описаны типы наноструктур, полученных консолидацией ИПД микронных порошков Cu и Al и нанопорошков SiO_2 и Al_2O_3 , и такие объемные образцы нанокompозитов, которые имеют средний размер зерен 60 нм в Cu-образцах и 200 нм в Al-образцах и плотность выше 98 %.

Методы ИПД использовали для формирования УМЗ структур в монолитных образцах металлокерамических композитов, в которых керамические частицы равномерно распределены в металлической матрице [255]. В композитах Al6061 + 10 % Al_2O_3 Al2009 + 15 % SiC интенсивная деформация кручением привела к формированию однородной структуры со средним размером зерен матрицы около 70 нм (рис. 9.9).

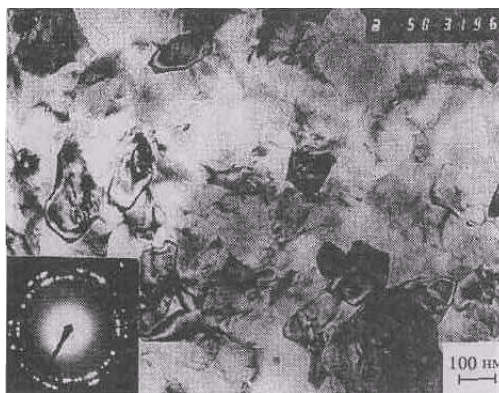


Рис. 9.9. Микроструктура композита Al6061+10 % Al_2O_3 после деформации кручением [255]

Однако при деформации керамические частицы не изменили свою исходную форму и размеры и имели в композите Al6061+10 % Al_2O_3 глобулярную форму и размер от 0,2 до 5 мкм, а в композите Al2009 + 15 % SiC — пластинчатую форму и размер более 10 мкм в длину и до 0,5 мкм в поперечном сечении.

В последние годы появились сведения о возможности получения ультрамелкозернистого листа с размером зерна 2–3 мкм и меньше из Al, Al + Mg сплавов и IF сталей с помощью многослойной прокатки (похожей на пакетную) [242].

Наши исследования на стали типа IF позволили с помощью многослойной прокатки в режимах термомеханической обработки обеспечить зерно размером 2–3 мкм и повысить прочность в два-пять раз по сравнению с исходным состоянием [256].

Таким образом, многочисленные исследования подтверждают возможность получения наноструктур методами интенсивной деформации в различных металлических материалах, а также в некоторых полупроводниках и композитах. При этом характер формирующейся наноструктуры определяется как материалами (исходная микроструктура, фазовый состав, тип кристаллической решетки), так и условиями интенсивной деформации (температурой, скоростью, методом деформации и т. д.). В целом снижение температуры, увеличение приложенного давления, степень легирования способствуют измельчению структуры и получению наименьшего размера зерен.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Котрелл А.Х.** Дислокации и пластическое течение в кристаллах. М.: Металлургиздат, 1958. 267 с.
2. **Фридель Ж.** Дислокации. М.: Мир, 1967. 643 с.
3. **Новиков И.И.** Дефекты кристаллической решетки металлов. М.: Металлургия, 1968. 188 с.
4. **Хирт Дж., Лоте И.** Теория дислокаций. М.: Атомиздат, 1972. 599 с.
5. **Смирнов Б.И.** Дислокационная структура и упрочнение кристаллов. Л.: Наука, 1981. 236 с.
6. **Штремель М.А.** Прочность сплавов. Ч. 1. Дефекты решетки. М.: Металлургия, 1982. 278 с.
7. **Орлов А.Н.** Введение в теорию дефектов в кристаллах. М.: Высш. шк., 1983. 144 с.
8. **Рыбин В.В.** Большие пластические деформации и разрушение металлов. М.: Металлургия, 1986. 224 с.
9. **Трефилов В.И., Мильман Ю.В., Фирстов С.А.** Физические основы прочности тугоплавких металлов. Киев: Наукова думка, 1975. 315 с.
10. **Левит В.И.** Формирование структуры сплавов на основе никеля и железа при больших пластических деформациях: Автореф. дис. ... д-ра физ.-мат. наук / Ин-т физики металлов УрОАН СССР. Свердловск, 1987. 38 с.
11. **Лихачев В.А., Хайров Р.Ю.** Введение в теорию дисклинаций. Л.: Изд-во Ленингр. ун-та, 1975. 183 с.
12. **Romanov A.E., Vladimirov V.I.** // Phys stat. sol. 1983. Vol. 78. P. 11–34.
13. Дисклинации. Экспериментальное исследование и теоретическое описание / ФТИ им. А.Ф. Иоффе. Л., 1982. 149 с.
14. **Рубцов А.С., Рыбин В.В.** Структурные особенности пластической деформации на стадии локализации течения // Физика металлов и металловедение. 1977. Т. 44, вып. 3. С. 611–622.
15. **Вергазов А.Н., Лихачев В.А., Рыбин В.В.** Характерные элементы дислокационной структуры в деформированном поликристаллическом молибдене // Физика металлов и металловедение. 1976. Т. 42, вып. 1. С. 144–154.
16. **Бернштейн М.Л., Займовский В.А., Капуткина Л.М.** Термомеханическая обработка стали. М.: Металлургия, 1983. 480 с.
17. Диаграммы горячей деформации, структура и свойства сталей: Справ. изд. / М.Л. Бернштейн, С.В. Добаткин, Л.М. Капуткина, С.Д. Прокошкин. М.: Металлургия, 1987. 544 с.

18. **Садовский В.Д., Малышев Е.Н., Соколов Е.Н.** Влияние пластической деформации при высоких температурах на хрупкость при отпуске и старении закаленных сталей // Исследования по жаропрочным сплавам. М.: Изд-во АН СССР, 1957. Т. 2. С. 76–91.

19. **Рыбин В.В., Рубцов А.С., Коджаспиров Г.Е.** Структурные превращения в стали при прокатке с различной степенью и дробностью деформации // Физика металлов и металловедение. 1984. Т. 57, вып. 4. С. 774–781.

20. **Григорьев А.К., Коджаспиров Г.Е.** Термомеханическое упрочнение стали в заготовительном производстве. Л.: Машиностроение, 1985. 143 с.

21. Effect of hot deformation on the refinement of austenitic grain in middle carbon steels / K. Iutaka, K. Massaaki, J. Motoo, L. Fushen // Iron and Steel. 1989. Vol. 75, N 12. P. 2257–2265.

22. **Uematsu Y., Yamazaki K.** Formation of deformation band and recrystallization behavior of fully ferritic stainless steels under hot rolling process // Stainless Steels 87: Proc. Conf., York, 14–16 Sept., 1987. London, 1988. P. 386–393.

23. Thermomechanical Processing of High Strength Low Alloy Steels / J. Tamura, H. Secine, T. Tanaka, Ch. Quchi. London: Butterworth, 1988. 248 p.

24. **Kodjaspirov G.E., Kim I.** Thermomechanical Processing of Steels. St. Pb.: St. Petersburg State Technical University, 1998. 227 p.

25. **Kodjaspirov G.E., Kim I.** Advanced Strengthening Methods of Metallic Materials. St. Pb.: St. Petersburg State Technical University, 2000. 185 p.

26. **Kodjaspirov G.E., Rudskoy A.I., Drakatos P.A.** Preliminary Thermomechanical Processing of Middle Carbon Low Alloyed Steels // Materials and Metallurgy: Proc. of the 6th Int. Conf. SHMD'2004, Sibenek, Croatia. Sibenek, 2004. P. 8.

27. **De Ardo A.J.** Thermomechanical processing // Adv. Mater. and Process. 1988. Vol. 133, N 1. P. 71–73.

28. **Kaspar R., Oisti J.S., Pawelski O.** Extreme austenite grain refinement due to dynamic recrystallization // Steel Res. 1988. Vol. 59, N 9. P. 421–425.

29. **Lee E.W., McNelley T.R.** Application of a thermomechanical process for the grain refinement of aluminum alloy 7475 // Mater. Sci. and Eng. 1987. N 96. P. 253–258.

30. **Ryan N.D., McQueen H.J.** Dynamic recovery, strain hardening and flow stress in hot working of 316 steel // Czechosl. J. Phys. B. 1989. Vol. 39, N 4. P. 458–465.

31. **Michel D.J., Moteff J., Lovell A.J.** Substructure of Type 316 Stainless Steel Deformed in slow tension at temperatures between 21° and 816 °C // Acta Met. 1973. Vol. 21, N 9. P. 1269–1277.

32. Структурные особенности сталей, упрочненных термопластической обработкой / М.Н. Спасский, И.Ю. Коннова, Н.А. Павленко, М.С. Василевский // МиТОМ. 1988. № 8. С. 49–53.

33. The study of aluminum alloy quenching followed by hot extrusion deformation temperature / Hao Zhang, Wang Ming-chi, Zheng Yang-eng, Wang Yu-lin // Heat Treat. Met. 1989. N 4. P. 44–47.

34. Correlation between austenitic grain size and hot deformation parameters result in dynamic recrystallization / Xu Zhou, Xiong Zheng, Men Xueyong, Fu Jiaqi, Yao Zhongkai // Iron and Steel. 1988. Vol. 23, N 10. P. 47–51.

35. **Yannacoponlos S., Chaturvedi M.C.** Thermomechanical treatment of a titanium bearing HSLA steel // *Can. Met. Quart.* 1988. Vol. 27, N 2. P. 163–168.
36. Effect of hot deformation on refinement and properties of austenitic grain size in middle carbon steels / K. Iutaka, K. Massaaki, S. Motoo, L. Fushen // *Iron and Steel*. 1989. Vol. 75, N 12. P. 2258–2265.
37. **Sheppard T., Richards P.** Structural and substructural observations during thermomechanical processing of two ferritic stainless steels // *Mater. Sci. and Eng.* 1987. Vol. 22, N 5. P. 1642–1650.
38. **Tamura I.** Some fundamental steps in Thermomechanical Processing of Steels // *Transactions ISIJ*. 1987. Vol. 27. P. 763–779.
39. **Shunfa Ye, Wenhong Ding, Aidi Fang.** Effect of rolling and cooling on microstructure and properties of C-Mn steel microalloyed by Al-Ti-Ca-Si // *Iron and Steel*. 1988. Vol. 23, N 9. P. 31–35.
40. **Морозов Ю.Д., Лунев Ю.Ю.** Малоперлитные хладостойкие стали, микролегированные добавками Ti и Nb, для магистральных трубопроводов “северного исполнения” // *Проблемы трубного производства: Тез. докл. Всесоюз. конф. молодых ученых. Днепропетровск, ноябрь 1990. М., 1990. С. 58.*
41. V-Nb Stähle für Schmiedestücke für eine Umformung bei niedriger Temperatur und kontrollierter Abkühlung / A.A. Petrunenkov, Y.D. Yashin, N.M. Fonshtein, I.B. Bardin // *Stahl und Eisen*. 1990. Vol. 110. S. 56.
42. **Korchynsky M.** Microalloying and thermomechanical treatment // *Wiss. Ber. Akad. Wiss. DDR. Zentralinst. Festkörperphys und Werkstofforsch.* 1987. N 35. S. 96–137.
43. Effect of Controlled Thermomechanical Process on mechanical properties of 9Cr-1Mo-V-Nb steel / M. Akihiro, S. Yoshizaki, W. Osamu, Sh. Choki, N. Ichiro // *Iron and Steel*. 1990. Vol. 76, N 7. P. 1108–1115.
44. Влияние ТМО на механические свойства и структуру стали 04X16H11M3T / В.В. Рыбин, Ю.А. Уткин, Е.В. Воронина и др. // *Радиационное воздействие на материалы термоядерных реакторов: Тез. докл. Всесоюз. конф., Ленинград, 18–20 сентября 1990. Ч. 1. Л., 1990. С. 105–106.*
45. Charakteristiki poligonizace feritické korozivzdolné oceli 015Cr17Ti při deformaci za tepla / P. Cizek, R. Rimah, V. Safek, V. Cerný // *Kovove mater.* 1989. Vol. 27, N 1. P. 84–97.
46. Проблемы совмещения горячей деформации и термической обработки стали / А.А. Баранов, Л.А. Баранов, Л.А. Минаев и др. М.: Металлургия, 1985. 128 с.
47. **Самедов О.В., Шахкеримов Р.Н.** Влияние горячей деформации с последующим ускоренным регламентированным охлаждением на структуру и механические свойства стали 40 // *Изв. вузов. Черная металлургия*. 1989. № 7. С. 112–115.
48. Effect of alloyed elements and industrial conditions on the strength and toughness low alloyed steel forged parts with high strength and toughness // *Curr. Adv. Mater. and Proc.* 1990. Vol. 3, N 3. P. 762.
49. **Ro K.S., Song K.S.** Effect of heat treatment conditions on mechanical properties of vanadium added medium carbon steels // *Curr. Adv. Mater. and Proc.* 1990. Vol. 3, N 3. P. 764.

50. **Большаков В.И., Лукьянскова А.Н.** Электронно-микроскопическое исследование особенностей структурообразования в малоуглеродистых строительных сталях при ВТМО // Объемное и поверхностное упрочнение деталей машин. Новосибирск, 1987. С. 49–58.

51. **Бернштейн М.Л., Добаткин С.В., Власов А.Н.** Карты структурных состояний при горячем гидродинамическом выдавливании стали Р6М5 // Изв. вузов. Черная металлургия. 1988. № 10. С. 156.

52. **Turner A.P.L.** Deformation hardening of type 304 stainless steel at elevated temperature // Strength Metals and Alloys: Proc. 5th int. conf. Aachen, 1979. P. 147.

53. **Yasushi N., Kozo I.** Effect of temperature on stainless steel 304 plastic deformation // Trans. Jap. So. Mech. Eng. 1985. Vol. 51, N 464. P. 1089–1095. Discuss. P. 1095–1097.

54. А. с. 61-100823 Япония, Кл. С 22 Р 1/04. Improvement of metallic material plasticity.

55. Ниобийсодержащие низколегированные стали / Ф. Хайстеркамп, К. Хулка, Ю.И. Матросов и др. М.: СПЭИНТЕРМЕТ ИНЖИНИРИНГ, 1999. 90 с.

56. **Wright P.H.** Acies micro allies pour forgeage: nouvelle generation // Trait. Therm. 1990. N 235. P. 33–36.

57. **Радашин М.В., Суховаров В.Ф., Строкатов Р.Д.** Исследование сверхпластичности аустенитного сплава // ФММ. 1988. Т. 66, вып. 5. С. 973–978.

58. *Stahle emit Forme dachtms* / N. Jost, K. Escher, P. Danneret et al. // Blech Kohre Profile. 1980. Bd 37, N 1. S. 36–37.

59. Эффект запоминания формы в высокомарганцевых сталях / P. Min, T. Masaaki, R. Susumu, T. Yo // J. Fac. Eng. Ibaraki Univ. 1988. Vol. 36. P. 171–178.

60. **Duan X., Stabbs W.M.** The inhibition of stabilization in Cu-Zn-Al martensite memory alloys // Scr. Met. 1989. Vol. 23, N 3. P. 441–445.

61. **Sade M., Halter K., Hornbogen E.** The effects of thermal cycling on the transformation behaviour of the Fe-Mn-Si shape memory alloys // Z. metallk. 1988. Vol. 79, N 8. S. 487–491.

62. **Li Lu, Aernoudt E., Delaey L.** Hysteresis effects of martensitic transformation during thermomechanical cycling // Scr. Met. 1988. Vol. 22, N 9. P. 1435–1440.

63. **Degan B., Collins L.E., Boyd J.D.** Effects of thermomechanical processing of the microstructure and mechanical properties of a Ti-V-N-steel // Met. Trans. 1988. Vol. 19, N 1–6. P. 1221–1234.

64. **Лякишев Н.П., Щербединский Г.В.** Повышение прочности низкоуглеродистой стали (Ст. 3) массового назначения // Изв. АН СССР. Металлы. 1990. № 1. С. 5–13.

65. **Алимов В.И., Штыхно А.П., Бржевская И.Е.** Влияние температуры аустенизации и регламентируемой деформации ковкой на структуру и свойства продуктов перлитного превращения // Кузнечно-штамповочное производство. 1989. № 2. С. 19–20.

66. **Murry G.** Aciers micro-allies, aciers a dispersoi des pour pieces forgees // Iraif. Therm. 1990. N 240. P. 59–66.

67. **Лихачев В.А., Помыткин С.П., Шиманский С.Р.** Влияние термомеханической обработки на последовательность фазовых превращений в сплавах на основе Ti-Ni // МиТОМ. 1989. № 8. С. 11–17.

68. **Wang Xuegian, Cheng Zbijian, Guan Surhe.** Unusual decomposition and “ausformtempering” of deformed super cooling austenite. A new soft ausforming // Heat Treatment And Technology Surface Coating, New Process and Application: Proc. 7th Int. Congr. Heat Treat. Mater. Moscow, 1990. Vol. 2. P. 11–16.

69. Effect of microduplex structure and its refinement at hot compression in $\alpha + \gamma$ duplex stainless steel / A. Kei, M. Hirashi, M. Akihiro, T. Mosaharu // J. Jap. Inst. met. 1987. Vol. 39, N 11. P. 57.

70. **Ogiyama H., Yoshiro S.** Grain refinement and properties of duplex steels // J. Jap. Soc. Heat Treat. 1989. Vol. 29, N 2. P. 85–91.

71. **Lee E.W., McNetley T.R.** Superplastic Al-Mg alloys // J. Metals. 1987. Vol. 39, N 11. P. 57.

72. **Чернига Л.Е., Тюрин Л.Н., Орлов А.Р.** Влияние термомеханической обработки на структуру и свойства стали 40X13 // Изв. АН БССР. Сер. физ.-техн. наук. Минск, 1989. 13 с.

73. **Lee E.W., McNelley T.R., Stengel A.F.** The influence of thermomechanical processing variables on superplasticity in a high Mg, Al-Mg alloy // Met. Trans. 1986. Vol. 17, N 1–6. P. 1043–1050.

74. Пат. 4722755 США, Кл. С 21 D7/14. The method of stainless steel superplastic metal forming.

75. Superplastic behavior of duplex stainless steel with δ/γ -structure / T. Yasunori, S. Toshio, W. Yasushi, M. Matsua // J. Iron and Steel Inst. Jap. 1987. Vol. 73, N 2. P. 333–340.

76. **Бернштейн М.Л.** Структура деформированных металлов. М.: Металлургия, 1977. 432 с.

77. Влияние температуры раскатки на структуру и механические свойства конструкционных сталей / П.Ю. Волосевич, Г.Е. Коджаспиров, Ю.Я. Мешков, Ю.А. Полушкин // Металлофизика. 1987. Т. 9, № 2. С. 29–32.

78. **Волосевич П.Ю., Коджаспиров Г.Е., Полушкин Ю.П.** О некоторых особенностях образования структуры в конструкционных сталях при деформации в области перлитного превращения // Металловедение и термическая обработка металлов. 1987. № 11. С. 58–60.

79. **Бельченко Г.Н., Губенко С.Н.** Основы металлографии и пластической деформации стали. Киев; Донецк: Высш. шк., 1987. 240 с.

80. Физические основы электротермического упрочнения стали / В.Н. Гриднев, Ю.Я. Мешков, С.П. Ошкадеров, Н.Ф. Черненко. Киев: Наукова думка, 1977. 206 с.

81. **Гриднев В.Н., Гаврилюк В.Г., Мешков Ю.Я.** Прочность и пластичность холоднодеформированной стали. Киев: Наукова думка, 1974. 232 с.

82. **Гриднев В.Н., Гаврилюк В.Г., Мешков Ю.Я.** Изменение плотности при пластической деформации и отжиге стали // Металловедение и термическая обработка. 1971. № 1. С. 21–23.

83. **Rosenfeld A.R., Mahn G.T., Embury J.D.** Fracture of steels containing pearlite // Met. Trans. 1972. Vol. 3, N 11. P. 2797–2804.

84. The effect of thermomechanical processing on the structure and mechanical properties of Ni, Nb and V-bearing HSLA steels / G. Kodjasprirov, R. Sulyagin, A. Rudskoy, C. Apostolopoulos // Materials Science Forum: Trans Tech Publications. Switzerland. 2005. P. 605–612.

85. **Kodzhaspurov G., Semibratov G.** Resource-Saving Technologies for Thermomechanical Treatment on the Basis of Rolling, Processes // Heat Treatment and Technology of Surface coatings: Proc. of the 7th Int. Congress on Heat Treatment of Materials. Vol. II. Moscow, 1990. P. 258–263.

86. **Семибратов Г.Г., Коджаспиров Г.Е., Агасьянц Г.А.** Влияние режима накопления деформации на пластичность и прочность высокопрочной стали при холодной раскатке в режимах ПТМО // Актуальни проблеми на пластинчатата обработка на металите. Варна, 1990. С. 78–79 (Болг.).

87. Влияние исходной структуры на деформируемость и свойства стали при холодной прокатке по схеме ПТМО / Г.А. Агасьянц, Г.Е. Коджаспиров, А.М. Легкодох, Н.С. Кудрявцева // Металловедение и термическая обработка металлов. 2003. № 7. С. 24–26.

88. **Полухин П.И., Горелик С.С., Воронцов В.К.** Физические основы пластической деформации. М.: Металлургия, 1982. 584 с.

89. Пластическая деформация и разрушение кристаллических тел / В.И. Бетехтин, В.И. Владимиров, А.Г. Кадомцев и др. // Проблемы прочности. 1979. № 7. С. 38–44; № 8. С. 51–57.

90. **Петч Н.** Разрушение / Под ред. Г. Либовица; Пер. с англ. М.: Мир, 1973. Т. 1. С. 376–420.

91. **Бичем К.Д.** Разрушение / Под ред. Г. Либовица; Пер. с англ. М.: Мир, 1973. Т. 1. С. 265–375.

92. **Рыбин В.В., Вергазов А.Н.** Статистическое описание микротрещин, возникших при вязком разрушении молибдена // Физика металлов и металловедение. 1977. Т. 43, вып. 4. С. 858–865.

93. Оценка повреждаемости деформированного металла / В.И. Левит, С.В. Смирнов, А.А. Богатов и др. // Физика металлов и металловедение. 1982. Т. 54, № 4. С. 787–792.

94. **Павлов В.А.** Физические основы холодной деформации ОЦК металлов. М.: Наука, 1978. 208 с.

95. Пластичность и прочность твердых тел при высоких давлениях / Б.И. Берсенев, Е.Д. Мартынов, К.П. Родионов и др. М.: Наука, 1970. 162 с.

96. **Ровинский Б.М., Синайский В.М., Гальперин М.Я.** Исследование устойчивости повреждений, возникающих в металлах при усталости // Физика металлов и металловедение. 1966. Т. 21, вып. 6. С. 929–934.

97. Сопротивление деформации и пластичность металлов при обработке давлением / В.С. Смирнов, А.К. Григорьев, В.П. Пакудин и др. М.: Металлургия, 1975. 272 с.

98. **Колмогоров В.Л.** Напряжения, деформации, разрушение. М.: Металлургия, 1970. 230 с.

99. **Смирнов-Аляев В.А.** Сопротивление материалов пластическому деформированию. 3-е изд. Л.: Машиностроение, 1978. 368 с.

100. **Богатов А.А., Смирнов С.В., Колмогоров В.Л.** // Изв. вузов. Черная металлургия. 1979. № 12. С. 43–46.

101. **Смирнов С.В., Богатов А.А., Колмогоров В.Л.** Исследование пластического разрыхления металла и залечивания деформационных дефектов при отжиге // Физика металлов и металловедение. 1980. Т. 49, вып. 2. С. 389–393.

102. Исследование пластичности металлов под гидростатическим давлением / А.А. Богатов, О.Н. Мижирицкий, В.Ф. Шишминцев и др. // Физика металлов и металловедение. 1978. Т. 45, вып. 5. С. 1089–1093.

103. Влияние гидростатического давления на пластичность при малоцикловой усталости / А.А. Богатов, В.Л. Колмогоров, О.Н. Миржицкий и др. // Физика металлов и металловедение. 1979. Т. 47, вып. 4. С. 854–857.

104. Уточнение методики расчета предельных деформаций при немономотонном деформировании (на примере волочения полосы через гладкую клиновую матрицу) / А.А. Богатов, В.Л. Колмогоров, О.Н. Мижирицкий и др. // Изв. вузов. Черная металлургия. 1977. № 12. С. 77–81.

105. **Дзугутов М.Я.** Пластическая деформация высоколегированных сталей и сплавов. М.: Металлургия, 1973. 480 с.

106. **Богатов А.А.** Пути повышения пластичности и деформируемости при обработке металлов давлением // Сталь. 1980. № 10. С. 916–917.

107. **Мигачев Б.А., Потапов А.И.** Пластичность инструментальных сталей и сплавов: Справ. М.: Металлургия, 1980. 89 с.

108. **Богатов А.А., Мижирицкий О.Н., Смирнов С.В.** Ресурс пластичности при обработке давлением. М.: Металлургия, 1984. 144 с.

109. **Гельд П.В., Рябов Р.А., Кодес Е.С.** Водород и несовершенства структуры металла. М.: Металлургия, 1979. 272 с.

110. ПТМО стали 45ХН2МФА-Ш с использованием холодной продольной прокатки в неприводных валках / Г.А. Агасьянц, Г.Г. Семибратов, Г.Е. Коджаспиров и др. // Металловедение и термическая обработка металлов. 2002. № 8. С. 24–27.

111. **Бернштейн М.Л.** Термомеханическая обработка металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1968. 1171 с.

112. **Бернштейн М.Л.** Прочность стали. М.: Металлургия, 1974. 199 с.

113. Особенности термомеханического упрочнения сортового проката конструкционных сталей / А.П. Башенко, А.Н. Черненко, Г.А. Хасин и др. // Сталь. 1981. № 9. С. 77–79.

114. Упрочнение проката из стали Х18Н10Т высокотемпературной термомеханической обработкой / А.М. Толстов, М.А. Смирнов, М.М. Штейнберг и др. // Сталь. 1974. № 3. С. 1124–1126.

115. Упрочнение проката с прокатного нагрева по режимам с прерывистым охлаждением / В.М. Иващенко, Л.П. Стычинский, А.А. Когадаев и др. // Сталь. 1974. № 3. С. 262–265.

116. **Барам А.Н., Бильчугов И.А.** Развитие прокатного производства // Металлургия Кировского завода. Л.: Лениздат, 1974. С. 210–231.

117. **Коджаспиров Г.Е.** Термомеханическое упрочнение стали в промышленных условиях / ЛДНТП. Л., 1982. 24 с.

118. Состояние и перспективы применения термомеханической обработки для упрочнения рессорно-пружинных сталей / Сост. В.М. Семенов; ЦНИИТЭИ тракторсельхозмаш. М., 1977. 51 с. (Обзор. информ. Технология и автоматизация производственных процессов в тракторном и сельскохозяйственном машиностроении).

119. **Жадан В.Т., Берковский В.С., Осадчий В.А.** Использование математической модели сортовой прокатки с ВТМО для расчета технологических параметров // Сталь. 1983. № 6. С. 44–45.

120. **Жадан В.Т.** Комплексная математическая модель процесса сортовой прокатки применением ВТМО // Изв. вузов. Черная металлургия. 1978. № 11. С. 55–59.

121. Повышение конструктивной прочности калиброванного полового проката из среднеуглеродистой стали / В.Т. Жадан, А.М. Петренко, В.А. Трусов и др. // Сталь. 1980. № 4. С. 301–304.

122. **Паршин А.М.** Структура, прочность и пластичность нержавеющей и жаропрочных сталей и сплавов, применяемых в судостроении. Л.: Судостроение, 1972. 288 с.

123. **Голованенко С.А., Ульянин Е.А.** Коррозионностойкие стали и сплавы // Сталь. 1975. № 7. С. 639–643.

124. **Соколов Е.Н., Садовский В.Д., Петрова С.Н.** Строение границ аустенитного зерна и отпускная хрупкость конструкционных сталей. Некоторые проблемы прочности твердого тела. М.: Изд-во АН СССР, 1951. С. 165–171.

125. **Лозинский М.Г.** Новые методы повышения прочности сталей и сплавов, применяемых в различных отраслях машиностроения // Вестник машиностроения. 1961. № 1. С. 64–66.

126. Механизм образования зубчатости на границах зерен при горячей пластической деформации / М.И. Синельников, Я.И. Спектор, К.Н. Мурина, Н.В. Тихий // Физика металлов и металловедение. 1973. № 36. С. 420–423.

127. Влияние высокотемпературной пластической деформации на механические свойства жаропрочных сплавов на никелевой основе / С.Т. Кишкин, М.Г. Лозинский, С.З. Бокштейн, Е.Н. Соколов // Металловедение и термическая обработка металлов. 1962. № 1. С. 38–40.

128. **Capeletti T.L., Jackman L.A., Childs W.J.** Recrystallization following Hot — Working of High — Strength Low Alloy (HSLA) Steel and 304 Stainless Steel at the temperature of Deformation // Met. Trans. 1972. Vol. 3, N 4. P. 789–796.

129. **Sandstrom R., Lagneborg R.** A model for hot working occurring by recrystallization // Acta Metallurgica. 1975. Vol. 23, N 3. P. 387–398.

130. **Stuwe H.P., Prube B.** // Metallkunde. 1967. Bd. 58, N 7. P. 499–506.

131. **McQueen H.J., Jonas J.J.** Treatise on Material Science and Technology // Plastic Deformation of Materials / Ed. by R.C. Arsensult; Academic Press. 1975. Vol. 6, N 4. P. 393–495.

132. **Pluhar J., Zuva P., Orlova A.** Recrystallization de l'austenite apres deformation agzandevitees // Des memories scintyngnes. 1969. Vol. 66, N 2. P. 117–122.

133. **Wusatowski R.J.** Influence of hot working conditions of recrystallization on stainless steel // J. Iron and Steel Inst. 1966. Vol. 204. P. 727–736.

134. Упрочнение проката из стали X18N10T высокотемпературной термомеханической обработкой / А.М. Толстов, М.А. Смирнов, М.М. Штейнберг и др. // Сталь. 1970. № 12. С. 1124–1126.

135. **Коджаспиров Г.Е., Мадорский Л.Л.** Термомеханическое упрочнение сортового проката из коррозионностойких сталей // Сталь. 1979. № 5. С. 377–379.

136. Толстов А.М., Смирнов М.А., Штейнберг М.М. Структура и свойства стали X18H10T после ВТМО // Труды Челяб. политехн. ин-та. № 66. Челябинск. 1970. С. 188–189.
137. Салтыков С.А. Стереометрическая металлография. М.: Металлургия, 1979. 375 с.
138. Горелик С.С. Рекристаллизация металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1978. 568 с.
139. Электронная микроскопия тонких кристаллов / П. Хирш, А. Хови, Р. Николсон и др. М.: Мир, 1968. 584 с.
140. Коджаспиров Г.Е., Рыбин В.В., Рубцов А.С. Структурные превращения в сталях типа 18–10 с титаном и ниобием в условиях ВТМО // Изв. АН СССР. Металлы. 1990. № 3. С. 106–112.
141. Коджаспиров Г.Е. Влияние температуры деформации на давление прокатки и механические свойства нержавеющей сталей при ВТМО // Труды ЛПИ. № 359. Л., 1977. С. 105–107.
142. Гордиенко Л.К. Субструктурное упрочнение металлов и сплавов. М.: Наука, 1973. 224 с.
143. Садовский В.Д., Петрова С.Н., Сурков Ю.П. Высокотемпературная термомеханическая обработка жаропрочных сплавов. М.: Наука, 1968. С. 65–72.
144. Иванова В.С. Повышение жаропрочности путем создания оптимальных дислокационных структур // Физико-химические исследования жаропрочных сплавов. М.: Наука, 1968. С. 65–72.
145. Григорьев А.К., Коджаспиров Г.Е. Повышение высокотемпературной прочности аустенитной хромоникелевой стали термопластической обработкой // Труды ЛПИ. № 359. Л., 1977. С. 100–104.
146. Сокол И.Я. Двухфазные стали. М.: Металлургия, 1974. 215 с.
147. Жиронкин А.Н. Конструкционные свариваемые стали с высокими объемными характеристиками механических свойств // Машиностроение и металлургия Кировского завода. Л.: Машиностроение, 1967. С. 46–64.
148. ВТМО нержавеющей стали ЭИ 811 / И.И. Бурнаков, М.А. Смирнов, Н.В. Бразгин и др. // Изв. АН СССР. Металлы. 1973. № 4. С. 129–131.
149. Малышевский В.А., Олейник В.Н., Рыбин В.В. Изменение тонкой структуры конструкционной стали при малоцикловом нагружении // Вопросы судостроения. Сер. Металловедение. Л.: Судостроение, 1974. Вып. 19. С. 20–27.
150. Sengupta P., Chater J. Resek // Can. Met. Qu. 1972. Vol. 2. P. 601.
151. Boyd J., Haouland R. // Titanium Science and Technology / Ed. by R. Jaffec, H. Bukte. New York: Plenum, 1972. Vol. 21. P. 101–107.
152. Рыбин В.В., Малышевский В.А., Олейник В. Структурные превращения при пластическом деформировании дислокационного мартенсита / Физика металлов и металловедение. 1976. Т. 42, № 5. С. 1042–1050.
153. Влияние МТО и последующего старения на структуру и свойства двухфазной нержавеющей стали / А.К. Григорьев, Г.Е. Коджаспиров, В.В. Рыбин и др. // Металловедение и термическая обработка металлов. 1978. № 11. С. 25–29.

154. **Коджаспиров Г.Е.** Влияние дробности деформации при ВТМО на свойства стали типа 18–10 // Сталь. 1981. № 7. С. 67–69.

155. **Кайбышев О.А.** Сверхпластичность промышленных сплавов. М.: Металлургия. 1984. 263 с.

156. **Шукюров Р.И., Паисов И.В.** Высокопрочная сталь для буровых штанг и ее термомеханическая обработка // Металловедение и термическая обработка металлов. Пермь, 1966. С. 30–34.

157. **Тихонюк А.Н.** Высокотемпературная термомеханическая обработка при редуцировании и калибровании труб // Проблемы термической и термомеханической обработки стали: Труды Ин-та черной металлургии. Днепропетровск, 1981. С. 73–74.

158. **Карачунский А.Д., Берданов Н.И., Шикурин О.И.** Изготовление деталей сложного профиля методом термомеханической обработки: Информ. листок. № 877 / ЦНТИ. Л., 1976.

159. **Шаврин О.И., Крекнин Л.Т.** Повышение стойкости прокатных валков термомеханической обработкой // Сталь. 1971. № 5. С. 442–445.

160. Промышленное производство сортового проката стали 40 с термомеханической обработкой / В.А. Андреева, М.Л. Бернштейн, В. М. Зайцев и др. // Сталь. 1967. № 3. С. 256–258.

161. **Аксенов Л.Б.** Научные основы имитационного моделирования процессов горячей объемной штамповки: Автореф. дис... д-ра техн. наук / ЛПИ. Л., 1982.

162. Термомеханическое упрочнение конструкционных сталей при прокатке на среднесортном стане / А.П. Башенко, В.Г. Гросвальд, Б.Л. Каневский и др. // Сталь. 1975. № 8. С. 738–740.

163. **Шаврин О.И.** Технология и оборудование термомеханической обработкой деталей машин. М.: Машиностроение, 1983. 177 с.

164. Использование проката с предварительной термомеханической обработкой для пальцев трака сельскохозяйственных машин / Ю.В. Яценко, Я.И. Спектор, А.Н. Сокол и др. // Проблемы термической обработки стали: Труды Ин-та черной металлургии. Днепропетровск, 1981. С. 25–26.

165. **Шур Е.А.** Термомеханическая обработка железнодорожных рельсов, ее возможности и перспективы применения // Термическое и термомеханическое упрочнение. / МДНТП. М., 1978. С. 53–61.

166. **Кула И.Б., Азрин М.** Термомеханическая обработка сплавов на основе железа // Достижения в области обработки металлов давлением. М.: Металлургия, 1981. С. 5–47.

167. **Morgan E.R., Dancy T.E., Korchynsky M.** Improved Steels Through Hot Strip Mill Controlled Cooling // J. Metals. 1965. Vol. 17. P. 829–831.

168. **Bamberger E.N.** Manufacture of Jet Engine Thrust Bearing by Ausforming: Report NQ. ALML-TR-72-43. April 1972 (AD894156L) / General Electric Co, Aircraft Engine Group, Cincinnati, Air Force Materials Laboratory Coutrat Ohio, 1972.

169. Контролируемая прокатка / В.Н. Погоржельский, Д.А. Литвиненко, Ю.И. Матросов, А.В. Иваницкий. М.: Металлургия, 1979. 183 с.

170. **Романив О.Н.** Вязкость разрушения конструкционных сталей. М.: Металлургия, 1979. 176 с.

171. **Тушинский Л.И., Коллойда Ю.В., Тихомирова Л.Б.** Повышение конструктивной прочности углеродистой стали ВТМО с изотермическим распадом аустенита // Металловедение и термическая обработка металлов. 1977. № 12. С. 58–59.

172. Ковка и штамповка на специализированном оборудовании / Б.П. Рудаков, А.Н. Силичев, Е.В. Степанов и др. Л.: Машиностроение, 1982. 96 с.

173. Ковка и штамповка на специализированном оборудовании / Под ред. П.В. Камнева, А.П. Атрошенко. Л.: Машиностроение, 1982. Вып. 6. 98 с.

174. **Kodjaspirov G.E., Rybin V.V., Drakatos P.A.** Thermomechanical Strengthening of Steel rings during rolling in the austenite-to-ferrite transformation temperature range // Proc. of the 2nd Int. Conf. on Thermomechanical Processing of Steels. Liege, Belgium, 2004. Liege, 2004. P. 349–355.

175. **Коджаспиров Г.Е., Семибратов Г.Г.** Термомеханическое упрочнение деталей с использованием процессов раскатки / ЛДНТП. СПб., 1992. 22 с.

176. **Кудрямов Г.В., Утевский Л.М., Энтин Р.И.** Превращения в железе и стали. М.: Наука, 1977. 283 с.

177. **Утевский Л.М.** Дифракционная электронная микроскопия в металловедении. М.: Металлургия, 1973. 584 с.

178. **Бернштейн М.Л., Штремель М.А.** О наследственном влиянии наклепа на свойства стали // Физика металлов и металловедение. 1963. Т. 15, вып. 1. С. 82–90.

179. **Спасский М.Н., Утевский Л.М., Хашимов Ф.Р.** О структуре мартенсита и ее изменении в результате термомеханической обработки // Физика металлов и металловедение. 1965. Т. 20, вып. 4. С. 614–621.

180. Зависимость предела прочности от структуры перлитной стали / В.Н. Гриднев, Ю.Я. Мешков, Г.А. Пахаренко, Ю.Н. Петров // Проблемы прочности. 1972. № 1. С. 66–69.

181. **Гриднев В.Н., Гаврилюк В.Г., Мешков Ю.Я.** Прочность и пластичность холоднодеформированной стали. Киев: Наукова думка, 1974. 231 с.

182. К вопросу о механизме упрочнения сорбитотвердеющей стали и возможность его теоретической и экспериментальной оценки / В.А. Малышевский, В.В. Рыбин, О.Г. Соколов и др. // Вопросы судостроения. Сер. 7. Судостроительные материалы. Металловедение. 1973. Вып. 3 (17). С. 105–113.

183. **Прияка Т.** Количественное соотношение между параметрами дисперсных выделений и механическими свойствами стали // Металловедение и термическая обработка металлов. 1975. № 7. С. 3–8.

184. **Cohen M.** Strengthening Mechanisms in Steel // Trans. JIM. 1968. Vol. 9. P. 23–29.

185. **Yoncheray T., Le Bon.** Laminaye controle intercritique influence sur les proprietes des aciers a haute limite elastique / Revue de Metallurgie. CIT. 1983. Vol. 80, N 3. P. 221–225.

186. Термомеханическое упрочнение кольцевых заготовок из углеродистой стали в процессе горяче-теплой раскатки / Г.Е. Коджаспиров, Б.С. Кошелев, В.В. Рыбин и др. // Повышение качества, надежности и

долговечности изделий из конструкционных, жаропрочных порошковых и инструментальных сталей и сплавов / ЛДНТП. Л., 1986. С. 23–26.

187. **Рыбин В.В., Коджаспиров Г.Е., Рубцов А.С.** Формирование тонкой структуры стали 38ХС при деформации вблизи температуры перлитного превращения // Физика металлов и металловедение. 1986. Т. 61, вып. 3. С. 583–591.

188. **Попов А.А., Попова А.Е.** Справочник термиста. Изотермические и термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита. М.: Машгиз, 1989. 489 с.

189. **Бьюгер Дж.Ж., Грознер Дж.Д., Энриэтто Дж.Ф.** Прочность и вязкость горячекатаных феррито-перлитных сталей // Разрушение / Пер. с англ. М.: Металлургия, 1976. Т. 6. 252 с.

190. **Мешков Ю.Я.** Физические основы разрушения стальных конструкций. Киев: Наукова думка, 1981. 317 с.

191. **Нотт Дж.Ф.** Основы механики разрушения. М.: Металлургия, 1978. 255 с.

192. **Красовский А.Я.** Хрупкость металлов при низких температурах. Киев: Наукова думка, 1980. 237 с.

193. **Зленко Г.П., Моттус Г.С., Мешков Ю.Я.** Дефектостойкость как мера сопротивления хрупкому разрушению сталей, содержащих концентраторы напряжений // Проблемы прочности. 1986. № 5. С. 75–80.

194. **Бабич В.К., Пирогов В.А., Вакуленко И.А.** Влияние содержания углерода и структурного состояния на характеристики деформационного упрочнения углеродистых сталей // Проблемы прочности. 1984. № 4. С. 52–55.

195. **Семибратов Г.Г.** Точная раскатка валов и осей. Л.: Машиностроение, 1980. 133 с.

196. **Смирнов М.А., Петров С.Н., Смирнов Л.В.** Высокотемпературная термомеханическая обработка и хрупкость сталей и сплавов. М.: Наука, 1991.

197. Структурообразование в аустенитном сплаве при ТМО с использованием холодной раскатки / Г.Е. Коджаспиров, Г.Г. Семибратов, Г.А. Агасьянц, А.Ф. Селиванов // Поверхности раздела, структурные дефекты и свойства металлов и сплавов. Череповец, 1988.

198. **Коджаспиров Г.Е.** Методы упрочняющей пластической и термической обработки поверхности (обзор) // Физика и технология обработки поверхности металлов / ФТИ АН СССР. Л., 1984. С. 114–128.

199. **Коджаспиров Г.Е., Лебедева Т.В., Лихачева Н.А.** Повышение усталостной долговечности цилиндрических стальных деталей с помощью ВТМО и поверхностного пластического деформирования // Физика и технология обработки поверхности металлов / ФТИ АН СССР. Л., 1984. С. 191–194.

200. **Коджаспиров Г.Е., Магницкая Е.В.** Влияние режимов поверхностного пластического деформирования на стойкость полуосей из стали 60С2ХА // Физико-технологические проблемы поверхности металлов / ФТИ АН СССР. Л., 1985. С. 56–57.

201. **Балгер М.А.** Упрочнение деталей машин. М.: Машиностроение, 1986. 79 с.

202. **Бернштейн М.Л.** Термомеханическая обработка металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1968. Т. 2. 1172 с.
203. **Васильева А.Г.** Деформационное упрочнение закаленных сталей. М.: Машиностроение, 1981. 230 с.
204. Повышение энергоемкости торсионных валов за счет применения упрочнения деформационным старением мартенсита / Н.С. Маслова, В.С. Сысоева, Г.А. Агасьянц и др. // Металло- и энергосберегающая технология термической и химико-термической обработки / ЦНИТИ. М., 1990. С. 72–73.
205. **Шаврин О.И.** Технология и оборудование термомеханической обработки деталей машин. М.: Машиностроение, 1983. 178 с.
206. **Атрошенко А.П., Федоров В.И.** Металлосберегающие технологии кузнечно-штамповочного производства. Л.: Машиностроение, 1990. 279 с.
207. **Коджаспиров Г.Е., Спирин В.Д.** Влияние параметров ВТМО на структуру и свойства стальных поковок // Термомеханическая обработка сталей и сплавов и новые виды их упрочнения / ЦНИИиТЭИ. М., 1982. С. 32.
208. **Левит В.И., Смирнов М.А.** Высокотемпературная термомеханическая обработка аустенитных сталей и сплавов. Челябинск, 1995. 258 с.
209. **Коджаспиров Г.Е., Рудаков Б.П., Лясников А.В.** Об оценке рекристаллизации стали при деформации в режимах термомеханической обработки и полугорячего выдавливания // Тез. докл. IV Всесоюз. конф. по текстурам и рекристаллизации в металлах и сплавах. Горький, 1983. С. 146–147.
210. **Коджаспиров Г.Е., Атрошенко А.П., Спирин В.Д.** Термомеханическое упрочнение поковок // Повышение качества, надежности и долговечности изделий из конструкционных, жаропрочных, порошковых и инструментальных сталей и сплавов / ЛДНТП. Л., 1983. С. 18–19.
211. **Naylor D.A.** Microalloyed Forging Steels: Proc. of the Int. Conf. Microalloying in Steels, Trans. Tech. Publications, 1998. P. 83–94.
212. **Speidel M.O.** From High Nitrogen Steels (HNS) to High Nitrogen alloys // HMS 2003. High Nitrogen Steels, ETH, Zurich, 2003. Zurich, 2003. P. 1–8.
213. **Kodjaspirov G.E., Karjalainen L.P., Speidel M.O.** Thermomechanical Strengthening of Nitrogen-Bearing Austenitic and Duplex Stainless Steels // J. Materials and Manufacturing Processing. 2004. Vol. 19, N 1. P. 87–94.
214. **Prokoshkina V.G., Kaputkina L.M., Lojnikov Yu.I.** Thermomechanical treatment of nitrogen-containing corrosion resistant steels various structure classes // Materials Science Forum, Trans. Tech. Publications. 2003. Vol. 426–432. P. 969–974.
215. **Коджаспиров Г.Е.** Коррозионно-стойкая азотсодержащая сталь и некоторые проблемы ее термомеханического упрочнения // Электрометаллургия. 2004. № 1. С. 8–13.
216. **Башенко А.П., Гуревич Я.Б., Щербединский Г.В.** Развитие современных методов создания особо высокопрочных сталей // Прочность и пластичность металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1985. С. 4–9.
217. **Луценко В.А., Алексеев Ю.А., Басов Г.А.** Регулируемое охлаждение катанки в потоке проволочных станов // Производство и свойства термически обработанного проката. М.: Металлургия, 1988. С. 50–51.

218. **Вакуленко И.А., Миронов В.А.** Прочностные свойства арматурной проволоки класса Вру-1, получаемой из ускоренно охлажденной низкоуглеродистой катанки // Термическая обработка металлов. М.: Металлургия, 1980. Вып. 39. С. 54–55.

219. Integrated microstructure modelling at the FEM simulation by means of the material database “MATILDA®” / A. Borowikow, G. Kodjaspirov, H. Schafstall et al of the Int. Conf. // High Technologies in Advanced Metal Science and Engineering: Proc. of the 6th Int. Conf. St. Petersburg, 2004. P. 125–136.

220. **Kodjaspirov G.** Simulation of thermomechanical processing of steels and alloys // IMITEC’98: 9th Int. Conf. on Modern materials and Technologies, Florence, Italy, 1998. P. 267–273.

221. **Адлер Ю.П., Грановский Ю.В., Маркова Е.В.** Планирование эксперимента при поиске оптимальных условий. М.: Наука, 1971. 283 с.

222. **Kodjaspirov G.E., Karjalainen L.P., Speidel M.O.** Thermomechanical strengthening of Nitrogen-Bearing Austenitic and Duplex Stainless Steels // HNS 2003. High Nitrogen Steels, Institute of Metallurgy ETH, Zurich, 2003. Zurich, 2003. P. 249–257.

223. **Kodjaspirov G.E., Rybin Yu.I., Thaulow C.** Modelling of Thermomechanical Processing of metallic materials for industrial application // High Technologies in Advanced Metal Science and Engineering: Proc. St. Petersburg, 1997. P. 106.

224. **Kodjaspirov G., Gulikhandanov E., Kim I.** Experimental planning and FEM simulation of thermomechanical processing of steels // Thermomechanical Processing of steels: Proc. of the Int. Conf., London, 2000. London, 2000. P. 392–398.

225. **Пецов Г.** Методология имитационного моделирования и его применение для прогнозирования свойств металлоизделий с термомеханическим // Изв. вузов. Черная металлургия. 1990. № 11. С. 52–55.

226. Теория пластических деформаций металлов / Под ред. Е. Ункова и А. Овчинникова. М.: Машиностроение, 1983.

227. **McQueen H. J.** // Treatise on Mat. Sci. and Technology. 1975. Vol. 6. P. 393.

228. **Jonas J.J., Sellars C.M., Tegart W.** // Metallurgical Reviews. 1969. Vol. 130. P. 1.

229. **Бернштейн М.Л.** Прочность стали. М.: Металлургия, 1974.

230. **Баакашвили В.С.** Механическое поведение металлов при пластической деформации. Тбилиси: Изд-во Тбил. ун-та, 1986.

231. **Peczav G.** // Neue Hutte. 1989. N 10. S. 365.

232. **Зуев И. Г., Никитин Г. С.** // Изв. АН СССР. Металлы. 1984. № 1. С. 138.

233. **Petzav G.** // J. of Mechanical Working Technologie. Amsterdam, 1989.

234. **Степанский Л. Г., Стариков В. С.** // Цветные металлы. 1986. № 6.

235. **Пецов Г., Генева М.** Горячее гидропрессование алюминиевого сплава Д16 и имитационная модель термомеханического упрочнения // Изв. вузов. Цветная металлургия. 1997. № 7. С. 46–52.

236. **Валиев Р.З., Александров И.В.** Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. М.: Логос, 2000. 271 с.

237. **Salischev G.A., Imaev R.M., Imaev V.M.** // Materials Sci. Forum. 1993. Vol. 113–115. P. 613.

238. Салищев Г.А., Валиахметов О.Р., Галеев Р.М. // Металлы. 1996. № 4. С. 86.
239. Chakkingal U., Suriadi A.B., Thomson P.F. // Scripta Materialia. 1998. Vol. 39. P. 677.
240. Mishin O.V., Alexandrov I.V., Golubev O.V. // Metallography'95: Proc. of the Int. Symposium, Stara Lesna, Slovakia, 1995. Stara Lesna, 1995. P. 315.
241. Saito Y., Utsunomiya H., Tsuji N., Sakai T. // Acta Materialia. 1999. Vol. 47, N 2. P. 579–583.
242. Kodjaspirov G.E., Rudskoy A.I., Drakatos P.A. Application of severe plastic deformation to produce ultrafine-grained and nanostructured metallic materials // New Technologies and Achievements in Metallurgy and Material Engineering: Proc. of Int. Sci. Conf., Chestochowa, Poland, 2005. Chestochowa, 2005. P. 638–641.
243. Ultrafine-grained materials prepared by severe plastic deformation // Ed. by R.Z. Valiev // Annales de Chimie. Science des Materiaux. 1996. Vol. 21. P. 369.
244. Valiev R.Z. // Nanostructured Materials. 1995. Vol. 6. P. 73.
245. Смирнова Н.А., Левит В.И., Пилюгин В.И. // Физика металлов и металловедение. 1986. Т. 61. С. 1170.
246. Alexandrov I.V., Zhu Y.T., Lowe T.C. et al. // Nanostructured Materials. 1998. Vol. 10. P. 45.
247. Сегал В.М., Резников В.И., Дробышевский А.Е. // Изв. АН СССР. Металлы. 1981. № 1. С. 115.
248. Сегал В.М., Резников В.И., Копылов В.И. // Процессы пластического структурообразования металлов. Минск: Навука тэхніка, 1994.
249. Iwahashi Y., Wang J., Horita Z. // Scripta Materialia. 1996. Vol. 35. P. 143.
250. Segal V.M. // Materials Sci. Eng. 1995. Vol. 28. P. 1047.
251. Iwahashi Y., Horita Z., Nemoto M., Langdon T.G. Acta Materialia. 1998. Vol. 46. P. 1589.
252. Valiev R.Z., Korznikov A.V., Mulyukov R.R. // Materials Sci. Eng. 1993. Vol. 186. P. 141.
253. Korznikov A.V., Ivanishenko Yu.V., Laptionok D.V. // Nanostructured Materials. 1994. Vol. 4. P. 159.
254. Alexandrov I.V., Zhu Y.T., Lowe T.C. // Met. Trans. 1998. Vol. 29. P. 2253.
255. Mishra R.Z., Valiev R.Z., McFadden S.X. // Scripta Materialia. 1999. Vol. 40. P. 1151.
256. Коджаспиров Г.Е., Наумов А.А. Получение ультрамелкозернистого листа с помощью пакетной прокатки // Физическое материаловедение: II Междунар. шк., Тольятти, 2006. С. 134.

ОГЛАВЛЕНИЕ

Введение	3
Глава 1. Физические основы пластической деформации металлических материалов	5
1.1. Современные представления о физике больших пластических деформаций	5
1.2. Структурные превращения при горячей пластической деформации	12
1.3. Структурные превращения при теплой деформации	27
1.4. Структурообразование при холодной пластической деформации	38
Глава 2. Пластичность и разрушение металлов при холодной обработке давлением	50
2.1. Физические основы и кинетика разрушения при пластической деформации	50
2.2. Математические модели повреждаемости металла и критерии разрушения	54
2.3. Влияние технологических факторов на пластичность металлов	60
2.4. Восстановление ресурса пластичности при термообработке	66
2.5. Определение ресурса пластичности в конкретных технологических процессах обработки металлов давлением	68
Глава 3. Ресурсосберегающие технологии горячей прокатки в режимах термомеханической обработки	77
3.1. Оборудование прокатных станов	77
3.2. Технологические основы прокатки в режимах ТМО	83
3.3. ВТМО аустенитных и аустенитно-ферритных сталей	87
3.4. ВТМО конструкционных сталей	125
3.5. Контролируемая прокатка	147
3.6. Трещиностойкость конструкционных сталей	151

Глава 4. Ресурсосберегающие технологии раскатки кольцевых заготовок	156
4.1. Оборудование для раскатки кольцевых заготовок	156
4.2. Технологические основы раскатки кольцевых заготовок ...	163
4.3. ВТМО кольцевых заготовок различного профиля из конструкционных сталей	166
4.4. Термомеханическое упрочнение кольцевых заготовок в режиме горяче-теплой деформации	176
4.5. Трещиностойкость и особенности разрушения	196
4.6. Термомеханическое упрочнение профильных колец из конструкционных сталей в условиях промышленного оборудования	202
Глава 5. Изготовление цилиндрических деталей с использованием ресурсосберегающих методов пластического деформирования	205
5.1. Ресурсосберегающие способы изготовления валов и осей	205
5.2. Характеристика станов холодной раскатки	209
5.3. Технологические особенности процесса	215
5.4. Термомеханическая обработка деталей из конструкционных сталей	218
5.5. Особенности термомеханической обработки деталей из жаропрочных аустенитных сплавов	225
5.6. Комбинированное термомеханическое упрочнение с использованием ППД и ДСМ	227
Глава 6. Термомеханическое упрочнение заготовок с использованием деформации штамповкой	235
6.1. Основные положения и технологические особенности процесса штамповки в режимах ТМО	235
6.2. ТМО поковок при штамповке выдавливанием на кривошипных и электровинтовых прессах	238
6.3. ТМО поковок при штамповке в открытых штампах на молотах	250
6.4. ТМО поковок при штамповке на горизонтально-ковочных машинах	254
6.5. Структура и механические свойства упрочненных заготовок из различных сталей	257
6.6. Контролируемая ковка	260
Глава 7. Термомеханическое упрочнение проволоки	263
7.1. Развитие современных методов создания особо высокопрочных сталей	263
7.2. Регулируемое охлаждение катанки в потоке проволочных станов	266
7.3. Термомеханическая обработка пружин	268
7.4. Термическое упрочнение катанки	281
7.5. Прочностные свойства арматурной проволоки	

класса Вру-1, получаемой из ускоренно охлажденной низкоуглеродистой катанки	284
--	-----

Глава 8. Моделирование и оптимизация процессов пластической деформации в режимах ТМО

8.1. Применение планируемого эксперимента	286
8.2. Оценка комплексного влияния параметров ТМО на свойства заготовок деталей с помощью регрессионных моделей	290
8.3. Построение номограмм зависимости механических свойств от термомеханических параметров процесса	299
8.4. Моделирование и оптимизация термомеханического упрочнения стальных заготовок	306
8.5. Методология имитационного моделирования и его применение для прогнозирования свойств термомеханически упрочненных металлоизделий	309

Глава 9. Применение интенсивной пластической деформации для получения объемных металлических наноструктурных заготовок и деталей

9.1. Методы интенсивной пластической деформации	317
9.2. Формирование наноструктур при интенсивной пластической деформации	327
Библиографический список	332

Учебное издание

Коджаспиров Георгий Ефимович

Рудской Андрей Иванович

Рыбин Валерий Васильевич

**ФИЗИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ
И РЕСУРСОСБЕРЕГАЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ
ИЗГОТОВЛЕНИЯ ИЗДЕЛИЙ
ПЛАСТИЧЕСКИМ ДЕФОРМИРОВАНИЕМ**

Редакторы: *О.К. Чеботарева, О.В. Махрова*

Технический редактор *А.И. Колодяжная*

Корректоры: *М.Г. Крашенникова, А.И. Rogozin*

Дизайн обложки *Т.М. Ивановой*

Компьютерная верстка *С.В. Горячевой*

Налоговая льгота— Общероссийский классификатор продукции
ОК 005-93, т. 2; 95 3005 — учебная литература

Санкт-Петербургская издательская фирма «Наука» РАН

199034, Санкт-Петербург, Менделеевская лин., 1

e-mail: main@nauka.nw.ru

Internet: www.nauka.nw.ru

Лицензия ИД № 02980 от 6.10.2000 г.

Подписано в печать 28.03.2006. Формат 60×90/16. Печать офсетная.
Усл. печ. л. 22,0. Уч.-изд. л. 22,0. Тираж 1000. Заказ 484.

Отпечатано с оригинал-макета, подготовленного СПбГПУ,
в типографии Издательства Политехнического университета.
195251, Санкт-Петербург, Политехническая ул., 29.

ISBN 5-02-025108-9

