

**ГОСУДАРСТВЕННОЕ ВЫСШЕЕ УЧЕБНОЕ ЗАВЕДЕНИЕ
ДОНЕЦКИЙ НАЦИОНАЛЬНЫЙ ТЕХНИЧЕСКИЙ
УНИВЕРСИТЕТ**

КАФЕДРА «ФИЗИЧЕСКОЕ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ»

В.П. ГОРБАТЕНКО

**ОСНОВЫ СОВМЕЩЕННЫХ ПРОЦЕССОВ
ДЕФОРМАЦИОННО ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ
(КУРС ЛЕКЦИЙ)**

Утверждены на заседании кафедры
«Физическое материаловедение»
30.08.2019 г., протокол № 1

Зав. кафедрой

Н.Т. Егоров

Донецк – 2014

ВВЕДЕНИЕ

Курс «Современные проблемы термической и деформационно-термической обработки» читается студентам специальностей «Прикладное материаловедение», «Металловедение», «Термическая обработка», обучающимся по программе подготовки специалистов образовательного профессионального уровня «магистр».

При чтении данного курса учитывается то, что студенты уже получили соответствующую базовую подготовку по профессионально-ориентированным дисциплинам материаловедческого направления и соответствующим дисциплинам профессиональной подготовки.

Целью данного курса является углубление теоретической подготовки и изучение практических аспектов и проблем реализации соответствующих технологий в области деформационно-термической и термической обработки в металлургии и машиностроении.

Ресурсосбережение в производстве и обработке полуфабрикатов и изделий является в настоящее время преобладающим направлением совершенствования технологических процессов. При этом термин «ресурсосбережение» следует рассматривать в достаточно широком смысле. Здесь следует учитывать и снижение энергетических затрат на производство и обработку продукции (энергосбережение), и сокращение материалоемкости выпускаемой продукции за счет снижения массы изделий и сокращения отходов материалов при их производстве, и снижение затрат труда за счет сокращения длительности того или иного этапа технологического процесса, и использование более эффективных и технологичных материалов и методов их обработки, и направленное изменение свойств материалов и изделий уже на стадии их формообразования. Можно приводить и другие направления ресурсосбережения в промышленности.

Можно отметить, что одну из ведущих ролей в решении глобальной проблемы ресурсосбережения в машиностроении и металлургии играет направленное управление комплексом свойств полуфабрикатов и готовых изделий путем реализации их термической и деформационно-термической обработок.

Следует отметить, что термин «деформационно-термическая обработка» (далее сокращенно – ДТО) применительно к комплексному воздействию пластической деформации и тепловой обработки на структуру и свойства сплавов по значению представляется более точным и более емким в сравнении с наиболее часто употребляемым термином «термомеханическая обработка», введенным М.Л. Бернштейном.

Реализация ДТО, обеспечивая уже на этапе формообразования изделий методами обработки давлением получение требуемого комплекса свойств сплавов позволяет устранить либо существенно сократить длительность цикла последующей термической обработки изделий без снижения их качественных показателей. Кроме того, повышение комплекса свойств сплавов

путем реализации ДТО позволяет осуществлять у потребителей замену более дорогих материалов на более экономичные по составу их марки опять же без ухудшения качества и долговечности работы готовых изделий. Более детальная характеристика различных видов ДТО будет дана в соответствующих разделах курса.

Эффективным направлением повышения качества материалов и изделий является и совершенствование процессов термической обработки. Традиционными направлениями совершенствования процессов термической обработки в общем виде являются следующие:

- оптимизация температурно-временных параметров нагрева изделий с целью энергосбережения и повышения контролируемых характеристик качества изделий;

- разработка технологических параметров термической обработки, обеспечивающих более полное использование возможностей конкретного материала, например, за счет дисперсионного упрочнения и обработки на «вторичную твердость», использования эффекта мелкого и сверхмелкого зерна, управления содержанием остаточного аустенита в закаленных сталях и т.д.;

- управление процессами охлаждения при закалке, в том числе и за счет использования новых и усовершенствованных охлаждающих сред;

- расширение объема применения локальных методов обработки изделий с целью обеспечения дифференцированного уровня свойств по сечению и длине изделия;

- разработка новых и усовершенствованных процессов объемной и поверхностной обработки изделий с использованием различных источников тепловой энергии и т.д.

В этом плане представляется перспективным использование эффектов и проявлений структурной наследственности в сплавах для управления их структурой и свойствами в процессе термической обработки изделий. Более детально такие эффекты будут рассмотрены в соответствующих разделах курса.

Следует отметить, что при подготовке данного курса, наряду с анализом опыта других исследователей, большое внимание уделено научным результатам, полученным учеными Донецкого национального технического университета, прежде всего, непосредственно автором данного курса.

1. ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА СПЛАВОВ: ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА И КЛАССИФИКАЦИЯ ЕЕ ВИДОВ ПО РАЗЛИЧНЫМ ПРИЗНАКАМ

1.1. Общая характеристика ДТО сплавов.

Деформационно-термическая обработка стали и других сплавов является совокупностью эффективных ресурсосберегающих технологий, позволяющих обеспечить получение высокого комплекса свойств материалов и зачастую существенно сократить при этом производственные расходы и материалоемкость изготавливаемых изделий.

Разработке и внедрению в производство различных видов такой обработки, теоретическому и экспериментальному обоснованию процессов структурообразования в сплавах при совместном деформационно-термическом -воздействии уделяется большое внимание на протяжении уже нескольких десятилетий. За этот период сформировался целый ряд научных школ, разрабатывающих различные направления в деформационно-термической обработке: Московская, Днепропетровская, Донецкая, Уральская и другие.

К деформационно-термической обработке могут быть отнесены такие технологические процессы, при реализации которых используют совместное воздействие термической обработки и пластической деформации на процессы структурообразования в металлических сплавах с целью направленного изменения комплекса их свойств. Причем, термическое и деформационное воздействия в зависимости от вида ДТО могут быть как совмещены, так и разделены во времени. Следует учитывать, что понятие "деформационно-термическая обработка" рассматривается в данном случае значительно шире, чем понятие "термомеханическая обработка".

Различные варианты термомеханической обработки (ТМО) являются пока еще наиболее распространенными способами совместного температурно-деформационного воздействия. Однако не всякое совместное воздействие деформации и термической обработки может быть отнесено к ТМО. В соответствии с определением, сформулированным М.Л. Бернштейном, термомеханическую обработку следует понимать как совокупность операций деформации, нагрева и охлаждения (в необходимой последовательности), в результате которых формирование окончательной структуры металлического сплава, а, следовательно, и его свойств, происходит в условиях повышенной плотности несовершенств строения, возникающих при пластической деформации. Отсюда следует, что к ТМО нельзя отнести, например, классическую схему термического упрочнения, при реализации которой используется тепло прокатного нагрева, а также многие технологические схемы создания композиционных материалов (в том числе и естественных композиционных материалов) и методы получения горячедеформированной стали с заданным составом поверхности (химико-термомеханическая обработка).

1.1. Классификация видов деформационно-термической обработки.

Обычно при классификации методов термомеханической обработки исходят из последовательности технологических операций деформирования и термической обработки. Этот признак принят в качестве основного в классификации, предложенной М.Л. Бернштейном. Согласно этой классификации различают следующие классы видов термомеханической обработки: 1) ТМО с деформацией в процессе термической обработки; 2) ТМО с деформацией до термической обработки; 3) ТМО с деформацией после термической обработки; 4) ТМО с деформацией до и после термической обработки (рисунок 1.1).

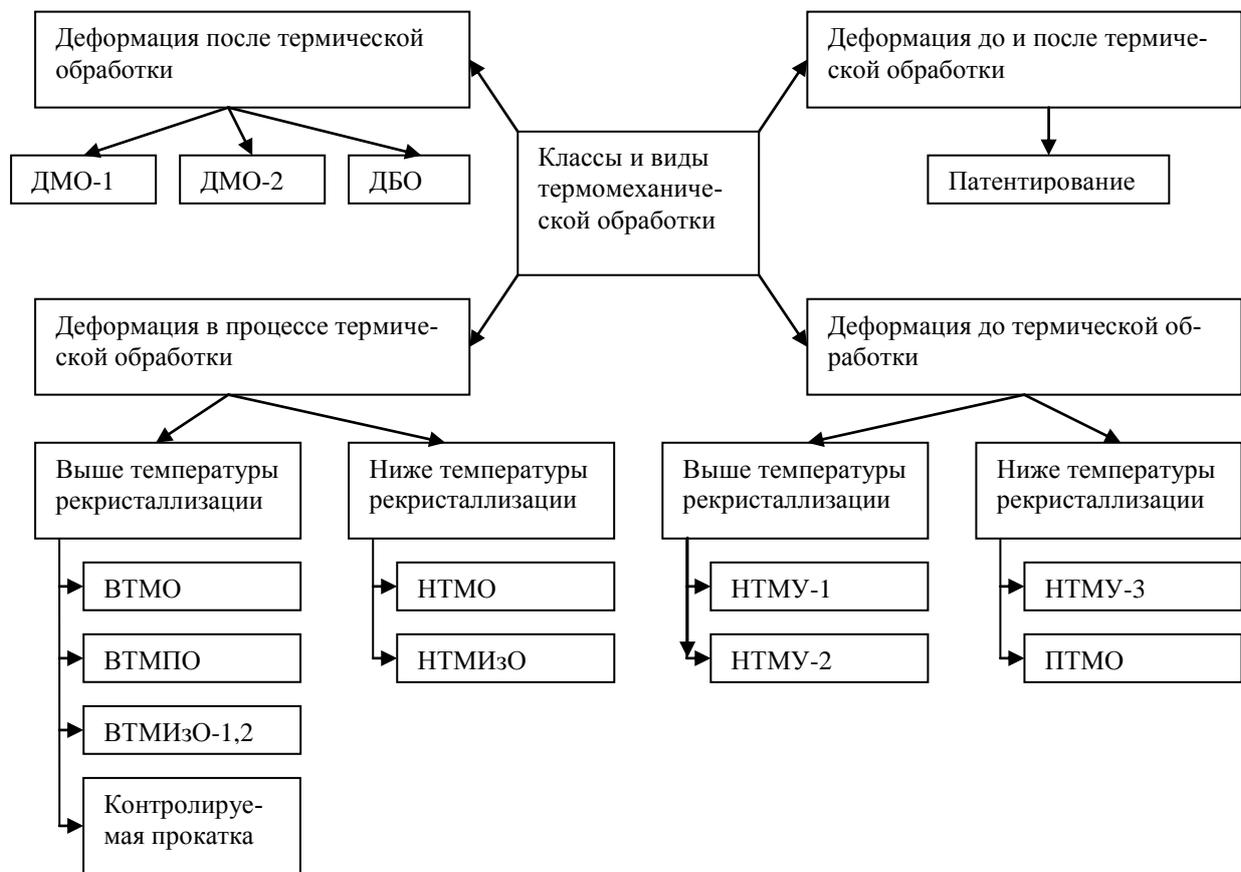


Рисунок 1.1 – Классификация видов термомеханической обработки исходя из последовательности технологических операций деформирования и термической обработки (М.Л. Бернштейн)

К первому классу относится большинство наиболее распространенных видов ТМО сталей. Здесь выделены два подкласса видов ТМО: с деформацией выше температуры рекристаллизации и с деформацией ниже температуры рекристаллизации. В первый подкласс включены: высокотемпературная термомеханическая обработка с закалкой на мартенсит и отпуском (ВТМО); ВТМО поверхностных слоев деталей (ВТМПО); высокотемпературная термомеханическая изотермическая обработка

(ВТМИЗО) с распадом в перлитной (1) или бейнитной (2) области; контролируемая прокатка. Во второй подкласс включены низкотемпературная термомеханическая обработка - аусформинг (НТМО), а также низкотемпературная термомеханическая изотермическая обработка (НТМИЗО) с деформацией в процессе аустенито-перлитного превращения - изоформинг (1) или в процессе аустенито-бейнитного превращения (2).

Ко второму классу видов ТМО, также разделенному на два подкласса по температурам деформации и рекристаллизации, отнесены: а) наследственная термомеханическая обработка с предварительной ВТМО и высокотемпературным смягчающим отпуском (НТМУ-1) и наследственная термомеханическая обработка с предварительной ВТМИЗО с распадом в бейнитной области (НТМУ-2); б) наследственная термомеханическая обработка с предварительной НТМИЗО (НТМУ-3) и предварительная термомеханическая обработка (ПТМО).

К третьему классу видов ТМО относятся обработка на деформационное старение мартенсита - марформинг (ДМО-1); марформинг после ВТМО (ДМО-2) и обработка на деформационное старение бейнита путем его теплой или холодной деформации и отпуска (ДБО).

К термомеханической обработке с деформацией до и после термической обработки в данной классификации отнесено патентирование.

С учетом того, что число разновидностей процессов, основанных на совместном воздействии тепловой и деформационной обработок все время расширяется и далеко не все их виды подпадают под определение ТМО, нами (А.А. Баранов, А.А. Минаев, А.Л. Геллер, В.П. Горбатенко Проблемы совмещения горячей деформации и термической обработки стали, М.: Металлургия, 1985г.) был предложен иной классификационный принцип. Виды деформационно-термической обработки, по аналогии с видами термической обработки, было предложено классифицировать по типу фазовых превращений. В соответствии с этим принципом общая схема классификации видов деформационно-термической обработки по классам и типу фазовых превращений представлена на рисунке 1.2. На рисунке 1.3 представлена отдельно классификация видов термомеханической обработки по типу реализуемых фазовых превращений.

Как следует из приведенной схемы, все виды деформационно-термической обработки (ДТО) предлагается разделить на пять классов: 1) термомеханическая обработка; 2) ДТО с использованием тепла нагрева под деформацию; 3) химико-термомеханическая обработка; 4) ДТО с обработкой на структурную наследственность; 5) получение ориентированных структур и композиционных материалов.

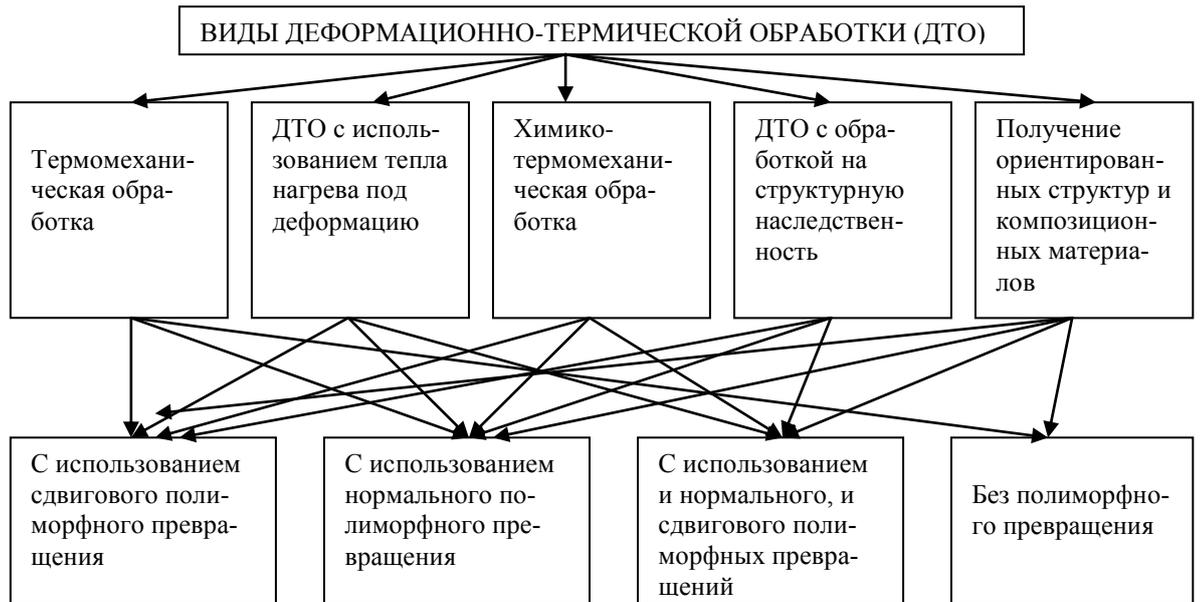


Рисунок 1.2 - Общая схема классификации видов деформационно-термической обработки (ДТО)

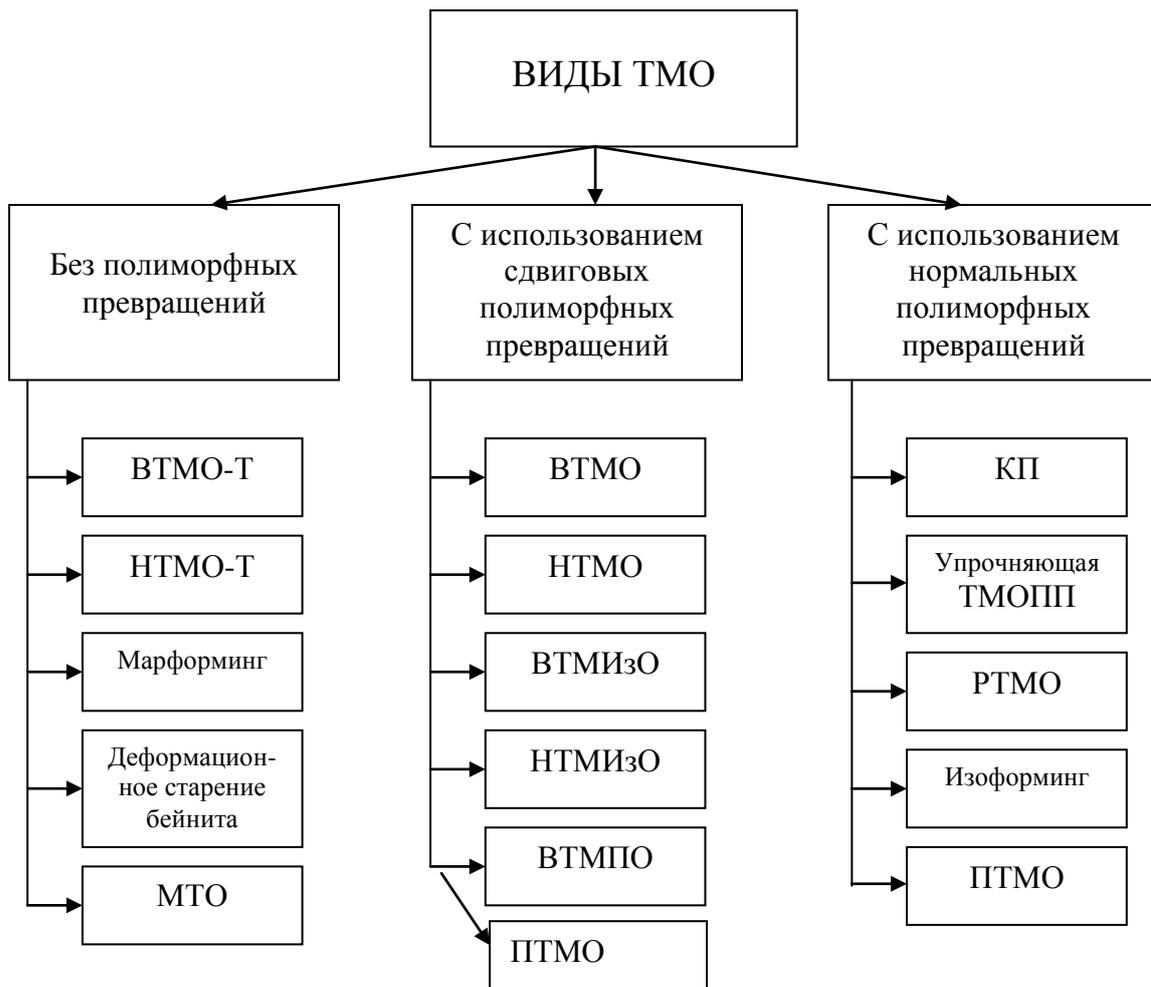


Рисунок 1.3 - Классификация видов термомеханической обработки

Виды ДТО, отнесенные к классу термомеханической обработки (ТМО), предусматривают использование совместного воздействия деформации и тепловой обработки с целью непосредственного обеспечения получения заданных конечных механических и эксплуатационных свойств материала изделия. При этом регламентируют как температурно-временные, так и деформационные параметры такой обработки с целью получения необходимых структуры сплава и субструктуры составляющих его фаз. Причем, изменения на уровне субструктуры фаз, вызванные деформационно-термическим воздействием, для многих видов ТМО являются определяющим фактором обеспечения получения повышенного в сравнении с традиционной термической обработкой комплекса свойств сплава. При термомеханической обработке в процессе охлаждения сплава могут быть реализованы как сдвиговые, так и нормальные полиморфные превращения, либо такие превращения могут и не происходить (например, ТМО стареющих сплавов).

Виды ДТО, основанные на использовании тепла нагрева под деформацию, не предусматривают регламентацию температурно-деформационных параметров собственно процесса пластической деформации. Они основаны прежде всего на получении необходимых структуры и свойств деформированного сплава в результате реализации заданного режима последеформационного охлаждения полуфабриката или изделия, как правило, в условиях завершения деформации при высоких температурах. Классическим примером такой обработки является термическое упрочнение проката с прокатного нагрева. На начальном этапе создания теоретических и технологических основ этого класса деформационно-термической обработки считали, что структурные изменения, внесенные горячей пластической деформацией, не оказывают влияния на конечный результат термического упрочнения. Однако, результаты последующих исследований показали, что эффект ВТМО также может оказывать заметное влияние на конечный комплекс свойств стали, подвергавшейся термическому упрочнению по целому ряду технологических схем. Действительно, реализация ускоренного последеформационного охлаждения сразу же по завершении горячей пластической деформации оказывает влияние на изменение структуры и субструктуры аустенита и, соответственно, на строение и свойства продуктов его превращения при охлаждении. В зависимости от требуемого комплекса свойств сплава его охлаждение организуют таким образом, чтобы происходили либо сдвиговые, либо нормальные полиморфные превращения. В ряде случаев оказывается более предпочтительным распад аустенита в сталях с образованием структур смешанного типа.

Химико-термомеханическая обработка (ХТМО) является отдельным классом ДТО, поскольку предусматривает получение изделий с заданным составом поверхности. Причем, дефекты кристаллического строения, "наведенные" горячей пластической деформацией по заданному режиму, играют определяющую роль в интенсификации процессов диффузии насыщающего компонента (компонентов) и формировании диффузионной зоны необходи-

мой глубины. Дополнительно управляя процессом последеформационного охлаждения такого изделия с измененным составом поверхностного слоя, можно управлять (например, в стали) механизмом полиморфного превращения (сдвиговое, нормальное, либо реализовать совместно оба типа фазовых превращений) и, соответственно, конечными структурой и свойствами материала изделия в его зонах, отличающихся по составу.

К классу ДТО с обработкой на структурную наследственность предлагается отнести такие технологии, при реализации которых используется эффект предшествующего деформационно-термического воздействия на процессы формирования структуры сплава при его последующей термической обработке. Причем, термин "структурная наследственность" в данном случае рассматривается значительно шире, чем таковой, введенный В.Д. Садовским для обозначения эффекта наследственного восстановления исходного зерна аустенита при повторном нагреве сталей с кристаллографически упорядоченной структурой. В нашем случае речь идет о влиянии исходной структуры и субструктуры сплава на процессы полиморфных превращений, растворения и выделения избыточных фаз и изменение их морфологии при последующих нагреве и охлаждении с учетом наследственной "передачи" дефектов кристаллического строения от исходной к образующейся фазе. Причем, и в этом классе видов ДТО в ходе предшествующей деформационно-термической и последующей термической обработок могут использоваться на различных этапах только сдвиговые, только нормальные, либо как те, так и другие полиморфные превращения.

К классу ДТО с получением ориентированных структур и композиционных материалов, на наш взгляд, следует отнести те методы получения деформированных полуфабрикатов и изделий, при реализации которых температурно-деформационное воздействие используется не только, например, для обеспечения лучшей связи между составляющими (компонентами) композиционного материала, но и для направленного воздействия на их структуру и свойства. Как видно из схемы на рис. 1, и такие виды деформационно-термической обработки могут быть реализованы с использованием различных механизмов фазовых превращений.

Предложенная классификация видов деформационно-термической обработки, как, собственно, и любая другая классификация, вероятно, не отражает абсолютно все возможности совместного воздействия пластической деформации и термической обработки на структуру и свойства металлических материалов. Число видов и вариантов такой обработки все время увеличивается.

Ниже приведен анализ специфических особенностей и возможностей реализации различных видов деформационно-термической обработки. Причем, более пристальное внимание уделено ряду новых видов такой обработки, в разработке которых автор принимал непосредственное участие.

2. СТРУКТУРНЫЕ АСПЕКТЫ ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

2.1. Влияние параметров деформационно-термической обработки на процессы упрочнения и разупрочнения в сплавах

Регламентируемыми параметрами ДТО в случае совмещения процессов деформации и термической обработки, как правило, являются температура нагрева перед деформацией, температура самой пластической деформации, прежде всего, на заключительной стадии процесса, степень (суммарная и на каждой стадии деформационного воздействия) и скорость деформации, число этапов деформирования и длительность пауз между ними, скорость последовательного охлаждения, определяющая условия развития процессов статического разупрочнения, механизм и кинетику фазовых превращений.

Влияние температуры нагрева перед деформацией.

Согласно общепринятым представлениям, в процессе аустенитизации стали формируется аустенит с весьма мелким зерном. При последующем повышении температуры происходит рост аустенитного зерна, контролируемый процессами диффузии и описываемый экспоненциальной зависимостью. Укрупнение зерна происходит и при увеличении времени выдержки при заданной температуре (пропорционально корню квадратному от времени). Как правило, аналогичный характер зависимости размера зерна соответствующей фазы (для однофазных структур) от параметров нагрева наблюдается для большинства сплавов.

Влияние температуры и времени нагрева на величину зерна аустенита в наследственно-мелкозернистой трубной стали 10Г2ФБ иллюстрируется данными, приведенными на рисунке 2.1.

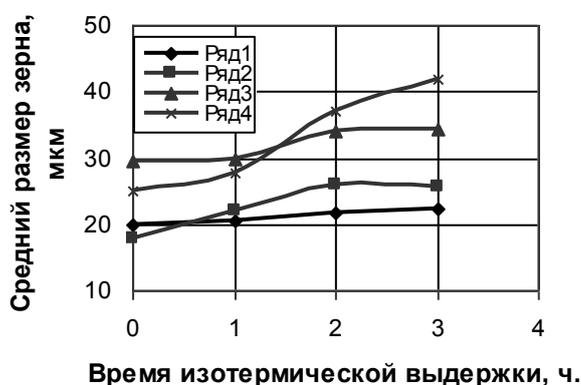


Рисунок 2.1 – Влияние длительности изотермической выдержки при температурах 1000°C (ряд 1), 1100°C (ряд 2), 1150°C (ряд 3) и 1200°C (ряд 4) на средний размер исходного зерна аустенита стали 10Г2ФБ

В лабораторных условиях стремились имитировать близкие к реальным режимы нагрева слябов перед прокаткой на толстолистовом стане. Слябы под прокатку нагревают, как правило, в течение 3...4,5 часов. Поэтому имитационные образцы медленно (в течение 1,5...1,7 часа) нагревали в печи до

заданной температуры (1000...1200°C), выдерживали в течение заданного времени (1, 2 и 3 часа, а также без изотермической выдержки) и закаливали в воде с последующим выявлением и оценкой размеров исходного аустенитного зерна. Таким образом, общее время нагрева и выдержки изменяли в пределах 1,5...4,5 часа. Как следует из приведенных данных, влияние температуры нагрева превалирует над влиянием времени выдержки. Причем, заметное укрупнение аустенитного зерна наблюдали лишь при нагреве выше 1100°C. При этом повышение температуры нагрева от 1150 до 1200°C приводит к существенному укрупнению аустенитного зерна лишь при большой продолжительности изотермической выдержки (2 и более часа).

Огрубление структуры нагретой стали перед пластической деформацией является нежелательным, поскольку способствует неравномерной деформации в микрообъемах металла, в том числе и в пределах каждого крупного зерна, неконтролируемому развитию процессов рекристаллизации и формированию разнотерности структуры исходной фазы и в конечном итоге – получению более грубой и неоднородной конечной структуры сплава, обеспечивающей пониженный уровень показателей его свойств, в частности, пониженных пластичности и ударной вязкости. Поэтому формирование крупнозернистой структуры металла перед горячей пластической деформацией даже при реализации традиционных технологий формообразования является нежелательным. Поэтому, например, даже в случае прокатки профилей неотвеченного назначения температуру нагрева стальных заготовок под деформацию ограничивают уровнем 1230...1250°C, а для проката ответственного назначения этот предел снижают до 1150°C.

Температуру нагрева стальных заготовок в процессе ДТО назначают, исходя из вида обработки, но, как правило, не выше 1150°C. Так, при реализации контролируемой прокатки толстых листов из трубных сталей, микролегированных сильными карбидообразующими элементами, технологическими инструкциями предписывается, как правило, температура нагрева в пределах 1100...1150°C. Считается желательным с целью измельчения структуры нагретой стали перед реализацией ряда видов ТМО, основанных на использовании как сдвиговых, так и нормальных полиморфных превращений снижение температуры нагрева в нижнюю часть аустенитной области (900...950°C).

Однако, более существенное влияние на конечные структуру и комплекс свойств сталей и других сплавов оказывают температурно-временные параметры пластической деформации, прежде всего, на заключительной стадии процесса.

Упрочнение и разупрочнение в деформированных металлах.

Как было указано ранее, основой большинства видов ДТО является направленное изменение структуры и субструктуры в процессе пластической деформации. Характер такого изменения и, следовательно, тип и характер

конечной структуры сплава, определяющей комплекс его свойств, зависят от условий развития процессов упрочнения и разупрочнения в материале, обусловленных в значительной степени параметрами деформации и составом сплава.

Пластическая деформация вызывает упрочнение (наклеп) материала, обусловленный прежде всего повышением плотности дефектов кристаллического строения, возникновение ориентированной структуры, состоящей из деформированных зерен (текстуры деформации), и соответственно, значительное увеличение энергии Гиббса системы. Это стимулирует систему в стремлении изменить свое энергетическое состояние в направлении приближения к равновесному за счет развития процессов разупрочнения. Для развития процессов разупрочнения после холодной пластической деформации требуется нагрев до повышенных температур. В случае же реализации горячей пластической деформации процессы разупрочнения могут развиваться даже одновременно с процессами упрочнения, то-есть непосредственно во время деформации.

В зависимости от сочетания во времени стадий упрочнения и разупрочнения процессы разупрочнения разделяют на:

а) динамические (динамический возврат, динамическая полигонизация, динамическая рекристаллизация), которые происходят непосредственно во время пластической деформации; в этом случае процессы упрочнения и разупрочнения налагаются во времени один на другой

б) статические (статический возврат, статическая полигонизация, статическая рекристаллизация), которые происходят после завершения пластической деформации (при последеформационном охлаждении, а также в паузах между последовательными этапами деформации); в этом случае процессы разупрочнения следуют за процессом упрочнения.

Процессы динамического разупрочнения.

Эти процессы будем рассматривать применительно к сталям, как наиболее полно изученному объекту деформационно-термической обработки.

Динамический возврат в аустените и феррите происходят даже при пониженной температуре и интенсифицируются с ее повышением. Происходит уменьшение плотности дефектов кристаллического строения в результате их взаимодействия между собой и перемещения к местам их стока. При пониженных температурах деформации и небольших степенях обжатия динамический возврат может быть основным механизмом динамического разупрочнения, хотя степень такого разупрочнения будет невысокой. Интенсивное развитие динамического возврата задерживает начало динамических полигонизации и рекристаллизации.

Динамическая полигонизация происходит при превышении степенью деформации определенного уровня, зависящего от состава сплава и температурных параметров деформации. Считают, что динамическая полигонизация

происходит при умеренном горячем наклепе и приводит к формированию весьма устойчивой субзеренной структуры, что также тормозит развитие рекристаллизации. В процессе полигонизации, как известно, дислокации, введенные пластической деформацией, выстраиваются в стенки, формируя внутри зерна среднеугловые (иногда – малоугловые) границы субзерен или блоков (субграницы) уже непосредственно в очаге деформации. Сформировавшаяся устойчивая субструктура сохраняется при повторном длительном нагреве до температур, намного превышающих порог статической рекристаллизации. Многие исследователи считают структуру динамической полигонизации наиболее благоприятной исходной структурой при реализации многих видов термомеханической обработки. Следует отметить, что границы субзерен представляют собой полупроницаемые барьеры для движения дислокаций, не создающие больших проблем для передачи процесса пластической деформации из одного микрообъема в другой. °С

Динамическая рекристаллизация в стали происходит лишь при превышении определенного уровня горячего наклепа, в частности, при больших степенях и высоких скоростях деформации, когда создается высокая плотность дислокаций. В этих условиях динамическая рекристаллизация опережает процесс полигонизации. В результате развития динамической рекристаллизации происходит изменение зеренной структуры и значительное снижение плотности дислокаций. Однако, следует отметить, что динамически рекристаллизованный аустенит характеризуется повышенной плотностью дислокаций по сравнению с таковой после протекания статической рекристаллизации. Повышенная плотность дислокаций в динамически рекристаллизованном аустените вызывает развитие т.н. метадинамической (послединамической) рекристаллизации, а затем и статической рекристаллизации. Развитие динамической рекристаллизации вызывает наибольшую степень разупрочнения металлов и сплавов в сравнении с другими разупрочняющими процессами.

Процесс динамической рекристаллизации происходит преимущественно по двум механизмам:

- 1) миграцией участков большеугловых границ;
- 2) коалесценцией субзерен (т.н. рекристаллизация «на месте»).

В свою очередь указанный первый механизм рекристаллизации может реализовываться двумя механизмами, в зависимости от степени деформации.

При небольшой степени деформации – до критического ее значения, когда деформация неодинакова по величине как от зерна к зерну, так и в пределах одного зерна, рекристаллизация происходит без зарождения новых рекристаллизованных зерен. В этом случае рекристаллизация происходит путем миграции участков большеугловых границ в направлении зерен с более высокой плотностью дефектов кристаллического строения, характеризующихся более высокой энергией. Таким образом, происходит рост наименее деформированных зерен на счет соседних более деформированных или более мелких зерен, в результате чего происходит формирование крупнозернистой

структуры. Такой механизм динамической рекристаллизации подобен процессу собирательной рекристаллизации.

При более высокой степени деформации динамическая рекристаллизация происходит по механизму зарождения и последующего роста зародышей новых рекристаллизованных зерен. Образование зародышей рекристаллизации происходит в дефектных местах и в зонах с наиболее высокой плотностью дефектов кристаллического строения, прежде всего по границам деформированного аустенитного зерна и на стыках зерен с последующим распространением фронта рекристаллизации в глубь зерна. Определенную роль в образовании зародышей рекристаллизации могут играть также границы двойников и линии сдвига в аустените. В результате реализации этого механизма структура сплава измельчается. В зависимости от параметров деформации на выходе из очага деформации можно получить сплав с полностью либо частично динамически рекристаллизованной структурой.

Механизм рекристаллизации «на месте» («in situ») реализуется путем слияния нескольких соседних субзерен в результате рассыпания среднеугловых границ между ними. Субграницы представляют собой дислокационные стенки, разделяющие микрообъемы (субзерна) с углами разориентировки кристаллических решеток в пределах от нескольких десятков минут до 1...3 градусов. В результате рассыпания субграниц образующие их дислокации переходят в кристаллическую решетку и перемещаются в ней к сохранившимся границам. За счет этого угол разориентировки кристаллической решетки между новыми микрообъемами («слившимися» субзернами) постепенно увеличивается, а границы между ними из среднеугловых становятся высокоугловыми (угол разориентировки от нескольких градусов до нескольких десятков градусов), характерными для границ зерен.

Степень протекания динамической рекристаллизации зависит от многих факторов: уровня горячего наклепа, соотношения продолжительности деформирования и темпа рекристаллизации, температурно-деформационных параметров процесса, фазового и химического состава сплава. Повышение температуры и степени горячей деформации стали облегчает протекание динамической рекристаллизации. Это положение наглядно иллюстрируется полученными нами результатами исследований процессов динамической рекристаллизации в углеродистых и низколегированных сталях в широком интервале изменения температуры (1200...750°C) и степени (0...75%) горячей деформации. Для примера на рисунках 2.2 и 2.3 приведены отдельные результаты таких исследований.

На рисунке 2.2 представлена диаграмма динамической рекристаллизации стали 33ГТ, содержащей 0,34% С, 0,8% Мн, 0,24% Si, 0,020% S, 0,018% Р и 0,062% Ti. Исходные заготовки нагревали до 1200°C и после подстуживания до соответствующей температуры прокатывали в полосу разной толщины на стане 300 с последующей немедленной закалкой в воде после выхода раската из очага деформации. Исходное аустенитное зерно выявляли специальным травлением.

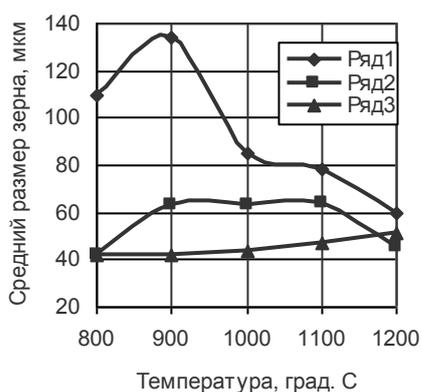
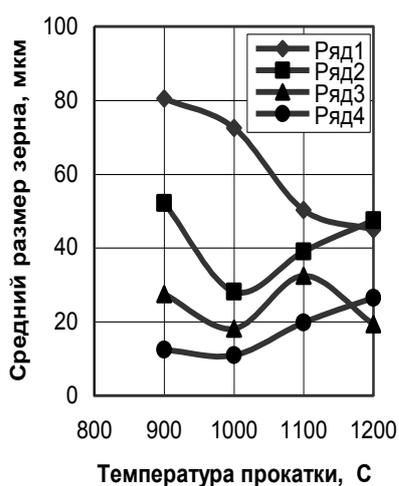


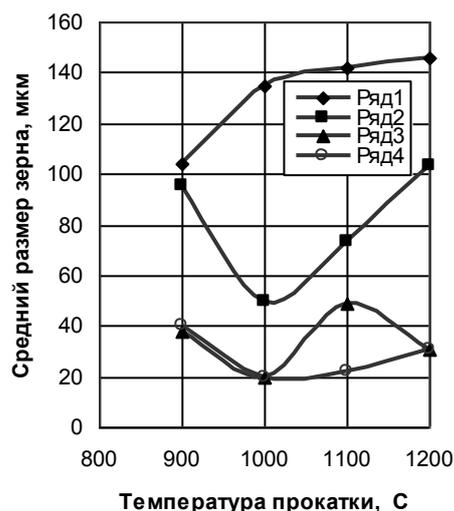
Рисунок 2.2 – Средний размер исходного зерна аустенита стали 33ГТ в зависимости от температуры прокатки при степенях деформации 12...15% (ряд 1), 34...38% (ряд 2) и 52...55% (ряд 3)

В недеформированных образцах, закаленных от температуры 1200°C, средний размер выявленного зерна аустенита составил 64 ± 3 мкм. Как следует из анализа приведенных данных, при малых степенях деформации (12...15%) происходит значительный рост зерна аустенита вследствие реализации обсуждаемого выше механизма рекристаллизации без образования зародышей рекристаллизованных зерен. Максимальные по размеру зерна аустенита (134 ± 7 мкм) регистрировали после прокатки при температуре 900°C. С повышением степени деформации выше критической наблюдается тенденция к измельчению структуры аустенита. Снижение температуры прокатки приводит к торможению процессов рекристаллизации аустенита. На выходе из очага деформации сталь имела полностью рекристаллизованную структуру в случае прокатки при температурах, превышающих 1000°C, и частично рекристаллизованную – после прокатки при более низких температурах.

Обсуждаемый характер влияния температуры и степени деформации на процессы динамической рекристаллизации подтверждается и данными, приведенными на рисунке 2.3



а



б

Рисунок 2.3 - Средний размер исходного зерна аустенита в углеродистой стали, содержащей 0,2% С (а) и 0,8% С (б) в зависимости от температуры прокатки при степенях деформации 22...24% (ряд 1), 39...44% (ряд 2), 53...61% (ряд 3) и 70...76% (ряд 4).

Для углеродистых сталей марок сталь 20 и сталь 80, условия нагрева, подстуживания и деформации были аналогичны описанным ранее. Эти данные приведены с целью иллюстрации эффекта влияния концентрации углерода на процессы динамической рекристаллизации. Видно, что повышение содержания углерода способствует интенсификации процессов рекристаллизации аустенита.

Таким образом, повышение температуры и степени деформации приводит к интенсификации процессов динамической рекристаллизации в аустените. Однако с повышением скорости деформации динамическая рекристаллизация задерживается. Такой же эффект отмечали с повышением температуры нагрева перед деформацией.

Кинетика процессов динамической рекристаллизации зависит и от состава стали. Как отмечалось выше, повышение содержания углерода должно способствовать развитию процессов динамической рекристаллизации. Большинство имеющихся в литературе данных свидетельствует о торможении рекристаллизационных процессов в результате легирования аустенита.

Наиболее сильное тормозящее влияние на процессы динамической рекристаллизации аустенита оказывают элементы, которые образуют дисперсные частицы избыточных фаз, препятствующие миграции границ. Наиболее эффективным является легирование стали небольшими (0,03...0,12% в зависимости от вводимого компонента) количествами сильных карбидо- и нитридообразующих элементов – Nb, V, Ti, Zr. В этом случае говорят о микролегировании стали. Эффект тормозящего влияния микролегирования стали такими элементами на процессы динамической рекристаллизации подтверждается сравнением данных, приведенных на рисунках 2.2 (сталь, микролегированная титаном) и 2.3, а (углеродистая сталь с 0,2% углерода).

Следует отметить, что в результате развития динамической рекристаллизации аустенита при прокатке при высоких температурах зерна аустенита имеют форму, близкую к равноосной. В результате торможения рекристаллизационных процессов с понижением температуры и повышением степени деформации аустенитные зерна в определенной степени сохраняют ориентированность и «вытянутость» в направлении течения металла, характерные для деформированного состояния. Это иллюстрируется приведенными в таблице 2.1 данными, характеризующими изменение коэффициента неравноосности зерен аустенита стали 33ГТ в зависимости от параметров прокатки. Коэффициент неравноосности определяли как отношение размеров зерен аустенита в направлениях уширения и усилия деформации. При пониженных температурах прокатки сохраняются вытянутые зерна аустенита с высоким коэффициентом неравноосности. В структуре сталей, деформированных с большими обжатиями при пониженных температурах наблюдали как мелкие, так и относительно крупные зерна аустенита с выявляющимися в них полосами деформации и двойниками. В случае деформации при пониженных температурах процессы упрочнения аустенита превалируют над процессами его разупрочнения.

Таблица 2.1 – Коэффициент неравноосности (К) исходного зерна аустенита стали 33ГТ в зависимости от параметров прокатки

Температура прокатки, °С	Значения К при степени деформации, ε , %			
	$\varepsilon=12\dots15\%$	$\varepsilon=24\dots28\%$	$\varepsilon=34\dots38\%$	$\varepsilon=52\dots55\%$
1200	1,12	1,07	1,10	1,10
1100	1,11	1,16	1,10	1,20
1000	1,12	1,17	1,17	1,15
900	1,07	1,22	1,77	2,26
800	1,06	1,52	2,10	2,31

Влияние дробности деформации на процессы динамической рекристаллизации аустенита оказывается неоднозначным. Характер такого влияния изменяется в зависимости от температуры прокатки. Так, дробление деформации при высокотемпературной прокатке способствует измельчению зерна аустенита (таблица 2.2). В случае же низкотемпературной прокатки дробление деформации тормозит процессы рекристаллизации аустенита, о чем свидетельствуют увеличение среднего размера его зерна за счет уменьшения числа мелких зерен, а также возрастание коэффициента неравноосности зерен (таблица 2.2).

Таблица 2.2 – Влияние числа пропусков на средний размер зерна аустенита ($D_{ср}$) и коэффициент неравноосности зерен ($K_{ср}$) в стали 33ГТ при различных температурах прокатки; суммарная степень деформации 52...55%

Температура прокатки, °С	$D_{ср}$, мкм, при числе пропусков			$K_{ср}$ при числе пропусков		
	1	2	3	1	2	3
1200	51±1,5	45±2,1	39±2,5	1,10	1,14	1,26
900	42±3,2	44±3,4	49±3,2	2,26	2,28	2,32
800	42±3,5	45±3,0	49±3,5	2,31	2,22	2,51

Таким образом, в зависимости от параметров горячей пластической деформации, определяющих условия развития процессов упрочнения и динамического разупрочнения, непосредственно после завершения деформации можно получить сплав с различной исходной структурой. Характер этой структуры в значительной мере будет определять процессы структурообразования в сплавах при последующем охлаждении.

Процессы статического разупрочнения.

Как отмечалось ранее, структура аустенита, как и твердых растворов сплавов на основе других металлов, непосредственно после завершения горячей пластической деформации, даже в случае достаточно полного развития процессов динамической рекристаллизации характеризуется повышенной

плотностью дефектов кристаллического строения и, соответственно, повышенным уровнем энергии Гиббса. Это создает энергетический стимул для развития в сплаве процессов статического разупрочнения: статического возврата, статической полигонизации и статической рекристаллизации. Как и в случае динамической рекристаллизации, возможность превалирующего развития того или иного процесса статического разупрочнения определяется уровнем горячего наклепа сплава на выходе из очага деформации: с его повышением увеличивается вероятность развития статической полигонизации и статической рекристаллизации, которая будет интенсивно развиваться лишь при превышении определенного уровня горячего наклепа. При этом следует учитывать, что именно условия развития статической рекристаллизации могут существенно изменить структуру сплава после динамического разупрочнения и, соответственно, в значительной мере будут определять его конечные строение и свойства.

Так, если охлаждение после горячей пластической деформации происходит достаточно медленно, структура аустенита перед его распадом может существенно измениться за счет процессов статического разупрочнения. При ускоренном последеформационном охлаждении эффект статического разупрочнения может оказаться небольшим. Быстрое охлаждение (закалка) стали могут практически устранить влияние этих процессов, зафиксировав к моменту распада аустенита структуру, сформировавшуюся под влиянием динамических процессов.

Как показано многими авторами, кинетика процессов статического разупрочнения существенно зависит от характера и степени завершенности динамического разупрочнения. Так, образование развитой субструктуры аустенита в результате динамической рекристаллизации или динамической полигонизации тормозит рекристаллизацию после деформации.

Процессы статической рекристаллизации аустенита изучены более детально, чем динамического разупрочнения. Статическая рекристаллизация вслед за динамической может протекать без инкубационного периода. Степень развития статической рекристаллизации при последеформационных выдержках динамически рекристаллизованного металла растет с увеличением температуры горячей деформации и длительности последеформационной выдержки. Характер влияния параметров горячей пластической деформации (температуры, степени и скорости деформации) на статическую рекристаллизацию в стали аналогичен описанному выше изменению кинетики разупрочнения непосредственно в процессе деформации. Следует учитывать, что значительные объемы аустенита могут сохранять образовавшуюся в результате деформации дислокационную структуру и не обнаруживают тенденции к рекристаллизации.

Статическая рекристаллизация может протекать одновременно как за счет миграции образующихся в результате динамической рекристаллизации высокоугловых границ, так и за счет образования и последующего роста новых зародышей рекристаллизованных зерен. В зависимости от того, какой

механизм преобладает, наблюдается либо заметный рост зерен, либо их измельчение. Зародыши рекристаллизации в горячедеформированной стали в процессе последеформационной выдержки образуются преимущественно на границах зерен, тройных стыках, по границам двойников и субзерен, в деформационных полосах, а также в «окрестностях» границ зерен.

В ходе последеформационной выдержки могут наблюдаться некоторые специфические явления, которые не выявляются в условиях обычной рекристаллизации при нагреве после холодной пластической деформации. Так, обнаружено явление повторной рекристаллизации, заключающейся в том, что вслед за обычным укрупнением зерна вновь происходит процесс образования мелких зерен.

Структура горячедеформированного аустенита, сформировавшаяся к моменту его распада, зависит как от параметров деформации, так и от условий последеформационного охлаждения, что иногда приводит к получению противоречивых результатов. Так, большинство исследователей считает, что повышение степени деформации способствует в конечном итоге измельчению зерна аустенита. Однако, наблюдали и измельчение зерна аустенита (например, в стали 40X) при снижении степени деформации. Это связывают с развитием процессов собирательной рекристаллизации при охлаждении стали, деформированной с большими обжатиями.

Следовательно, характер структуры и субструктуры аустенита, сформировавшихся к моменту начала его распада при охлаждении, определяется в решающей мере условиями развития процессов упрочнения и разупрочнения непосредственно во время деформации и статического разупрочнения после ее завершения. Следовательно, изменяя параметры горячей пластической деформации, можно управлять процессами как динамического, так и статического разупрочнения. Кроме того, условия развития процессов статического разупрочнения можно изменять путем управления параметрами последеформационного охлаждения сплава. Приведенные выше данные свидетельствуют о том, что при высокотемпературной прокатке (температура деформации выше 1000°C) уже на выходе из очага деформации аустенит в стали может оказаться в значительной степени динамически рекристаллизованным. В случае же прокатки при пониженных температурах динамическая рекристаллизация может проходить лишь частично. На основе анализа результатов выполненных нами комплексных исследований можно считать, что и в ходе последеформационного охлаждения на воздухе статическая рекристаллизация сильнодеформированного аустенита, особенно в случае прокатки стали при пониженных температурах, проходит лишь частично, не успевая завершиться к моменту начала диффузионного превращения. Ускоряя последеформационное охлаждение, можно не только затормозить, но и полностью предотвратить статическую рекристаллизацию, сохранив к моменту начала распада аустенита его динамически рекристаллизованную (полностью либо частично) или динамически полигонизованную структуру.

Следует отметить, что полученные нами и другими исследователями экспериментальные данные свидетельствуют о том, что описанные выше особенности влияния параметров горячей пластической деформации на процессы структурообразования в ходе динамического и статического разупрочнения в целом подобны как для процессов прокатки, так и для процессов горячейковки или штамповки.

Безусловно, развитие процессов упрочнения и разупрочнения под влиянием горячей пластической деформации определяется и составом сплава. Так, известно, что легирование стали большинством элементов тормозит процессы рекристаллизации в горячедеформированном аустените. Наоборот, повышение концентрации углерода в стали, как было показано выше, может способствовать развитию процессов рекристаллизации аустенита. Одним из наиболее эффективных методов управления процессами рекристаллизации при горячей деформации следует считать микролегирование стали такими элементами, как ванадий, ниобий, титан и некоторые другие.

Влияние сильных карбидо- и нитридообразующих элементов.

Известно, что горячая пластическая деформация оказывает ускоряющее влияние на выделение карбидных и нитридных фаз, причем, это воздействие усиливается с понижением температуры и повышением степени деформации. Поэтому изменение кинетики разупрочнения аустенита в сталях, микролегированных сильными карбидо- и нитридообразующими элементами, обусловлено выделением как в момент деформации, так и сразу после ее завершения дисперсных карбидов, карбонитридов или нитридов этих элементов, а также некоторым, хотя и слабым, влиянием частиц, сохранившихся нерастворенными в процессе нагрева перед деформацией. С выделением таких частиц связывают торможение процесса рекристаллизации вследствие смещения в область более высоких температур начала динамической и статической рекристаллизации и замедления миграции зеренных границ в результате барьерного действия частиц.

Большинство рассмотренных выше закономерностей развития процессов упрочнения и разупрочнения в процессе и после завершения горячей пластической деформации могут быть распространены не только на стали, но и на другие сплавы. Конечно же, для каждого конкретного типа сплава существуют определенные особенности развития тех или иных процессов разупрочнения в ходе производства изделий методами горячей пластической деформации и при реализации той схемы деформационно-термической обработки. Ряд таких особенностей будет рассмотрен при анализе соответствующих видов ТМО.

Применительно к сталям методы деформационно-термической обработки получили наиболее широкое распространение. Поэтому процессам структурообразования в сталях и уделяется наиболее пристальное внимание. Следует отметить, что, как это будет показано ниже, структура аустенита, сформировавшаяся к моменту начала его распада при охлаждении, в значи-

тельной мере определяет как условия полиморфного превращения, так и конечные структуру и свойства стали. Поэтому, управляя строением аустенита за счет регламентации параметров деформационно-термической обработки, можно направленно влиять на конечные структуру и комплекс свойств стали.

2.2. Влияние условий горячей пластической деформации на превращение аустенита при охлаждении стали

Перлитное превращение.

Известно, что горячая пластическая деформация повышает температуру начала полиморфного превращения аустенита в феррит и завершения превращения в перлитной области, ускоряет полиморфное и перлитное превращения. Наблюдали повышение критических точек Ar_3 и Ar_1 при увеличении степени деформации. Усиление действия деформации на положение критических точек Ar_3 и Ar_1 отмечали не только при увеличении степени деформации, но и при ускорении последеформационного охлаждения. Такое влияние горячей деформации связывают с особенностями развития процессов разупрочнения в горячедеформированном аустените, измельчением его зерна и формированием субзеренной структуры. Однако, некоторые исследователи приводят данные о том, что аустенит с мелкозернистой структурой, образовавшийся после горячей деформации, значительно медленнее превращается в перлитной области, чем в случае такого же по размеру аустенитного зерна, полученного в результате повторного нагрева. Очевидно, в последнем случае более важную роль в изменении кинетики распада аустенита играет не размер его зерна, а различия в энергетическом состоянии: чем выше будет энергия Гиббса системы, тем более значимым будет энергетический стимул превращения. Очевидно, повторный нагрев стали в указанном случае обеспечил приобретение аустенитом, скорее всего, в результате фазового наклепа при его образовании, более высокого уровня энергии, что стимулировало его более быстрый распад при охлаждении.

Накопление дефектов в аустените под влиянием пластической деформации должно стимулировать его распад. Это можно иллюстрировать схемой, приведенной на рисунке 2.4, применительно к изменению температуры начала полиморфного превращения аустенита в феррит.

Распад недеформированного аустенита при охлаждении начинается при температуре T_0 . Горячая деформация приводит к повышению энергии Гиббса аустенита под влиянием дефектов кристаллического строения на величину ΔF_d , равную:

$$\Delta F_d = F_{ад} - F_a; \quad (2.1)$$

где $F_{ад}$ – энергия Гиббса деформированного аустенита, F_a энергия Гиббса недеформированного аустенита.

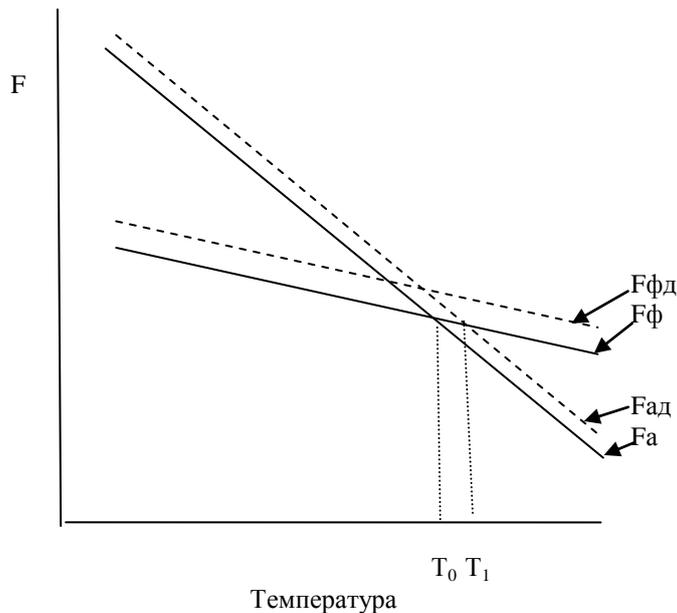


Рисунок 2.4 – Схема изменения энергии Гиббса аустенита (F_a и $F_{ад}$ – соответственно недеформированное и деформированное состояние) и феррита (F_f и F_{fd} – соответственно недеформированное и деформированное состояние) в зависимости от температуры

Если принять, что образующийся из деформированного аустенита феррит лишь частично наследует дефекты кристаллического строения от аустенита, то следует ожидать повышения температуры начала превращения аустенит – феррит на величину ΔT ; тогда температура квазиравновесия деформированного аустенита и феррита (T_1) оказывается равной:

$$T_1 = T_0 + \Delta T; \quad (2.2)$$

Энергию Гиббса недеформированного аустенита F_a и феррита F_f при температуре T_1 можно записать в виде:

$$F_a = U_a - T_1 S_a; \quad F_f = U_f - T_1 S_f; \quad (2.3)$$

где U_a и U_f – внутренняя энергия соответственно аустенита и феррита, S_a и S_f – энтропия соответственно аустенита и феррита.

Если пренебречь изменением энтропии аустенита и феррита в интервале температур ΔT , то можно записать выражение для энергии Гиббса деформированного аустенита ($F_{ад}$) и образующегося из него феррита (F_{fd}) в точке квазиравновесия T_1 в виде:

$$F_{ад} = U_a - T_1 S_a + \Delta F_a; \quad F_{fd} = U_f - T_1 S_f + \Delta F_f; \quad (2.4)$$

где $\Delta F_{\text{ф}}$ – увеличение Энергии Гиббса феррита за счет наследования части дефектов аустенита, наведенных деформацией.

Учитывая, что при температуре T_1 имеет место квазиравновесие деформированного аустенита и феррита, т.е. $F_{\text{ад}} = F_{\text{фд}}$, можно записать:

$$U_{\text{а}} - (T_0 + \Delta T) S_{\text{а}} + \Delta F_{\text{а}} = U_{\text{ф}} - (T_0 + \Delta T) S_{\text{ф}} + \Delta F_{\text{ф}} ; \quad (2.5)$$

Поскольку энтропия фаз мало меняется в интервале ΔT , из уравнения 2.5 следует, что:

$$\Delta T = (\Delta F_{\text{а}} - \Delta F_{\text{ф}}) / (S_{\text{а}} - S_{\text{ф}}) \quad (2.6)$$

Таким образом, чем больше разница между приростом энергии Гиббса Аустенита и феррита, тем к более высоким температурам смещается равновесие аустенита и феррита в горячедеформированной стали. Этот эффект оказывается максимальным при $\Delta F_{\text{ф}} = 0$ и не проявляется при гипотетическом случае равенства $\Delta F_{\text{а}}$ и $\Delta F_{\text{ф}}$. Аналогично можно получить и выражение для оценки изменения температуры равновесия «аустенит-перлит». Смещение равновесия «аустенит-феррит» и «аустенит-перлит» в сторону более высоких температур должно способствовать интенсификации выделения избыточного феррита в доэвтектоидной стали и ускорению эвтектоидного превращения. Увеличение числа дефектов кристаллического строения в аустените способствует его диффузионному распаду в связи с ускорением зарождения и роста феррита и цементита.

В свою очередь, степень наследования дефектов аустенита образующимся в результате полиморфного превращения ферритом также зависит от параметров горячей деформации и температуры превращения, что обуславливает сложный характер этих зависимостей. В случае распада аустенита с невысоким уровнем горячего наклепа (крупнозернистый аустенит после деформации с небольшими обжатиями), происходящего при значительных степенях переохлаждения, образующийся феррит характеризуется достаточно высокой плотностью дефектов кристаллического строения. При этом количество избыточного феррита, выделившегося до начала эвтектоидного превращения, в среднеуглеродистых сталях будет значительно ниже равновесного (рисунок 2.5).

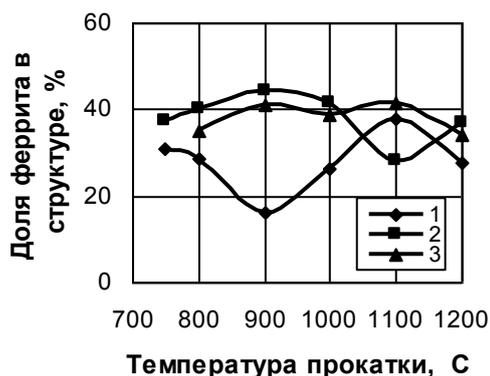


Рисунок 2.5 – Доля феррита в структуре стали 33ГТ в зависимости от температуры прокатки при степенях деформации 11...14% (1), 24...28% (2) и 52...55% (3)

Как было показано ранее, повышение уровня горячего наклепа аустенита путем увеличения степени деформации стимулирует процессы рекристаллизации, а снижение температуры прокатки задерживает разупрочнение. Поэтому аустенит к моменту начала его превращения в феррит в зависимости от параметров деформации имеет не только различный уровень горячего наклепа, но и отличается по степени развития зеренных и субзеренных границ, являющихся наиболее вероятными местами зарождения кристаллов новой фазы. Это приводит к формированию феррито-перлитной структуры, отличающейся соотношением структурных составляющих и степенью их дисперсности.

Как правило, при анализе влияния параметров горячей пластической деформации на механизм и кинетику диффузионного распада аустенита рассматривают возможности увеличения числа потенциальных мест зарождения кристаллов новой фазы путем получения мелкого аустенитного зерна, либо аустенита с развитой субструктурой. С таким характером влияния деформации связывают как повышение температуры $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения, так и ожидаемое измельчение конечной структуры стали, что, например, в среднеуглеродистых сталях наблюдается далеко не всегда. Роль микролегирования стали сильными карбидо- и нитридообразующими элементами сводится, в основном, к торможению процессов рекристаллизации аустенита.

Нами показано, что при анализе влияния структуры аустенита на условия его диффузионного превращения при охлаждении и конечную структуру конструкционных доэвтектоидных сталей, кроме указанных выше факторов учитывать и другие, такие, как:

- изменение кинетики зарождения и роста кристаллов новой фазы при изменении температурных условий диффузионного превращения;
- интенсификация процессов переноса углерода в аустените под влиянием пластической деформации;
- изменение концентрации углерода в аустените при выделении карбидов и карбонитридов легирующих элементов и железа на дефектах кристаллического строения: предшествующее этому выделению возникновение атмосфер примесных атомов в дефектных участках аустенита, особенно при пониженных температурах деформации;
- негомогенность аустенита с повышенной плотностью дефектов кристаллического строения, усиливающаяся по мере развития полиморфного превращения; это обеспечивает возможность начала превращения аустенита в перлит до полного завершения процессов выделения структурно свободного феррита, усиление роли внутриверного зарождения феррита в дефектном аустените.

Согласно классической теории зарождения и роста кристаллов новой фазы, увеличение степени переохлаждения аустенита должно способствовать повышению скорости образования зародышей феррита и в меньшей степени – увеличению скорости роста зерен. Это обеспечивает измельчение зерна феррита. Однако, количество структурно свободного (избыточного) феррита

в этом случае будет небольшим, поскольку при непрерывном охлаждении снижение температуры стали ниже A_{r1} приводит к развитию превращения аустенита в квазиэвтектоид. Измельчение аустенитного зерна, в том числе и в результате рекристаллизации горячедеформированного аустенита, может оказать двоякое влияние на условия зарождения и роста кристаллов феррита.

С одной стороны, увеличивается число возможных мест образования зародышей феррита, что должно было бы способствовать не только интенсификации $\gamma \rightarrow \alpha$ - превращения, но и измельчению зерна феррита. С другой стороны, повышается температура начала распада переохлажденного аустенита и расширяется температурный интервал выделения избыточного феррита. Этот фактор, способствуя, как и первый, увеличению доли структурно свободного феррита, может вызвать, однако, и уменьшение числа способных к росту зародышей α -фазы вследствие уменьшения степени переохлаждения аустенита. При этом можно ожидать увеличения скорости роста кристаллов феррита с повышением степени деформации стали, а при больших обжатиях – и при снижении температуры прокатки в связи с ускорением процессов переноса углерода под влиянием горячей деформации. При преобладании воздействия первого из указанных факторов следует ожидать измельчения зерна феррита. Такой эффект мы наблюдали в случае прокатки среднеуглеродистых сталей 35, 33ГТ, Ст. 5пс при прокатке при температурах выше 1000°C . Если же преобладает второй фактор воздействия, то повышение доли структурно свободного феррита не будет сопровождаться измельчением его зерна. При этом укрупнение зерен феррита при снижении температуры и повышении степени деформации может быть обусловлено и развитием процессов рекристаллизации α -фазы вследствие повышения температуры распада аустенита и наследования дефектов его строения новой фазой.

Затормозить процессы выделения структурно свободного феррита и измельчить структуру деформированной стали можно путем увеличения степени переохлаждения аустенита при реализации ускоренного последеформационного охлаждения.

Более сложными оказываются процессы распада аустенита, имеющего развитую субструктуру, что имеет место при пониженных температурах его деформации, когда тормозятся процессы рекристаллизации, а также при наследовании аустенитом от исходной структуры при повторном нагреве высокой плотности дефектов. Высокий уровень энергии Гиббса аустенита в этом случае должен способствовать повышению температуры диффузионного $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения и его интенсификации. Однако, в этом случае следует учитывать следующие особенности:

- при небольших (до 20...30%) степенях деформации при пониженных температурах сохраняются нерекристаллизованными достаточно крупные деформированные зерна аустенита, лишь дальнейшее увеличение степени деформации приводит к измельчению его зерна и, соответственно, увеличению протяженности зеренных границ, являющихся преимущественными местами зарождения кристаллов феррита;

- при пониженных температурах могут оказаться устойчивыми атмосферы примесных атомов, прежде всего, углерода, формирующиеся прежде всего у дислокаций, их скоплений и на субграницах; это приводит, в свою очередь, к снижению концентрации углерода в бездефектных микрообъемах аустенита.

В связи с этим число зародышей феррита, образующихся на начальной стадии распада аустенита на его границах, может оказаться и гораздо меньшим, чем после рекристаллизации, и будет увеличиваться с повышением степени деформации. Поэтому снижение температуры деформации ниже определенного уровня может даже привести к понижению температуры начала образования феррита. Субграницы же и отдельные дислокации и их скопления могут стать эффективными местами зарождения феррита, очевидно, лишь после освобождения от атмосфер атомов углерода путем образования из них частицы карбида или карбонитрида.

В случае образования в аустените карбидов и карбонитридов с высокой температурой выделения, ускоряющегося под влиянием горячей деформации, их роль сводится не только к торможению процессов рекристаллизации твердого раствора, но и к его обеднению углеродом и увеличению числа центров гетерогенного зарождения феррита. Это приводит одновременно к повышению температуры начала $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения и измельчению структуры стали, что наблюдалось как нами, так и другими исследователями применительно к сталям, микролегированным V, Nb, Ti. В сталях, содержащих такие элементы, понижение температуры конца прокатки может приводить к более значительному измельчению зерна феррита, чем в сталях без таких добавок.

Образование же частиц цементита на дефектах внутри зерна аустенита становится более вероятным при пониженных температурах. Причем, при достаточно высокой концентрации углерода в зоне дефектов кристаллического строения температура образования цементита может оказаться довольно высокой и заметно превышать температуру превращения аустенита в перлит. Вокруг образовавшихся карбидных частиц происходит зарождение феррита. Такое множественное зарождение феррита внутри аустенитных зерен, усиливающееся с понижением температуры деформации, мы наблюдали в большинстве исследованных сталей, деформированных по различным схемам.

Зарождение феррита внутри аустенитного зерна, инициируемое частицами избыточной фазы, стимулирует развитие $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения, при котором феррит растет как бы навстречу таковому, зародившемуся на границах зерен аустенита. Это приводит к образованию при перлитном превращении эвтектоида, образующего как бы перлитную оторочку вокруг феррита, являющуюся либо сплошной, либо, чаще, разорванной. Наличие такой перлитной оторочки является характерной особенностью структуры горячедеформированной стали, наиболее сильно проявляющейся в сталях с содержанием углерода менее 0,4%.

Частицы цементита, наблюдаемые в феррите, могут иметь различную форму – от близкой к сферической до пластиночной с относительно неболь-

шой длиной пластин. Причем, пластины наблюдали преимущественно на границах и субграницах ферритных зерен, а частицы округлой формы – и внутри зерен феррита. Цементит, не входящий в состав эвтектоида в доэвтектоидных сталях, называют структурно свободным. В ходе охлаждения стали после завершения низкотемпературной деформации, когда субграницы аустенита и его микрообъемы вблизи дефектов оказываются пересыщенными по углероду, происходит образование цементита на дефектах в виде отдельных частиц, либо вдоль субграниц в виде сплошных выделений. Чаше же образующиеся частицы цементита вследствие достаточно низкой температуры их выделения провоцируют перлитное превращение с образованием небольших перлитных колоний с пластинами одного направления, либо перлитной оторочки, оконтуривающей небольшие микрообъемы феррита (очевидно, бывшие субзерна в аустените).

Имеющиеся в литературе данные свидетельствуют о том, что и эвтектоидное (перлитное) превращение в стали ускоряется под влиянием горячей пластической деформации и происходит при более высокой температуре. Однако, данных по влиянию параметров деформации на условия развития эвтектоидного превращения в сталях немного, по крайней мере, значительно меньше, чем таковых в отношении критической точки A_{T3} . Однако, и в отношении перлитного превращения в стали как правило, считают, что повышению интенсифицирующего воздействия на его развитие способствуют увеличение степени деформации и ускорение последеформационного охлаждения.

Бейнитное превращение.

Относительно влияния горячей пластической деформации на бейнитное превращение единого мнения пока нет. Так, наблюдали снижение температуры бейнитного превращения и повышение устойчивости переохлажденного аустенита в бейнитной области. При исследовании низколегированных строительных сталей подтверждали смещение вправо бейнитной области на термокинетической диаграмме распада аустенита, однако, не фиксировали заметного изменения температурного интервала превращения. В.М. Хлестов с сотрудниками установили сложный характер влияния деформации на бейнитное превращение: с повышением температуры изотермической выдержки в бейнитной области тормозящее влияние деформации ослабевает, а затем переходит в ускоряющее. Следовательно, можно полагать, что горячая пластическая деформация аустенита может тормозить образование нижнего бейнита и ускорять превращение в области образования верхнего бейнита. При этом обнаружено увеличение степени обогащения углеродом непревращенной части аустенита в тех случаях, когда превращение протекает в нижней части бейнитной области (300...350°C), и уменьшение степени его обогащения, когда превращение протекает в верхней ее части (400...450°C). В связи с этим полагают, что торможение бейнитного превращения при 300...350°C после высокотемпературной деформации аустенита обусловлено

затруднением сдвиговой перестройки $\gamma \rightarrow \alpha$ и необходимостью в связи с этим более значительного отвода атомов углерода от фронта растущих кристаллов α -фазы. При более высоких температурах распада ослабление стабилизирующего действия деформации или даже ускорение бейнитного превращения связано, по-видимому, с активизацией процессов карбидообразования.

В работах М.Л. Бернштейна с сотрудниками для среднелегированных конструкционных сталей показано, что распад аустенита в бейнитной области резко интенсифицируется в процессе деформации, т.е. под нагрузкой, и скорость его значительно уменьшается через несколько секунд после снятия нагрузки. Деформация переохлажденного аустенита в несколько раз уменьшает инкубационный период бейнитного превращения, увеличивает полноту превращения, особенно при таких температурах, когда без деформации оно протекает вяло. Особенно интенсивно на полноту распада влияет дробность деформации.

Мартенситное превращение.

Многочисленные исследования показали, что влияние предварительной пластической деформации аустенита на кинетику его последующего превращения в мартенсит носит сложный характер, что обусловлено многообразием факторов, контролирующих кинетику мартенситного превращения и изменяющихся под воздействием деформации.

Пластическая деформация приводит к изменению дефектной структуры аустенита, в частности плотности и распределения дислокаций. При этом создание развитой дислокационной субструктуры сопровождается возрастанием скольжения в аустените. В зависимости от параметров деформации и состава сплава дислокационная субструктура аустенита сильно различается. Ее характер в решающей степени зависит от развития соответствующих процессов разупрочнения в деформированном аустените. Ниже указаны лишь основные аспекты влияния субструктуры аустенита на мартенситное превращение в сталях. При этом следует учитывать, что характер влияния пластической деформации на развитие мартенситного превращения может зависеть и от типа его кинетики. Причем, упомянутый выше сложный характер влияния пластической деформации проявляется прежде всего в сплавах с атермической (взрывной) кинетикой мартенситного превращения. Сплавы же с изотермической кинетикой превращения под воздействием предварительной деформации аустенита ведут себя более однозначно. Следует, однако, учитывать и тот факт, что некоторые сплавы обладают смешанной кинетикой мартенситного превращения.

Тормозящее влияние предварительной пластической деформации на чисто изотермическое мартенситное превращение установлено в работах Г.В. Курдюмова, И.Н. Богачева, К.А. Малышева и др. Причем, общее тормозящее влияние пластической деформации на мартенситное превращение возрастает с увеличением степени деформации. Однако, например, Э.Д. Бутакова и К.А. Малышев отмечали, что при малых (до 8%) степенях деформации влияние

предварительной деформации на это превращение в начале его может быть и ускоряющим и только затем измениться на тормозящее.

В некоторых сплавах, обладающих смешанной кинетикой мартенситного превращения, подавление изотермического мартенситного превращения под влиянием деформации аустенита приводит к увеличению объема мартенсита, образующегося по атермической кинетике. Количество мартенсита, возникающего взрывным путем в сплавах с двойной кинетикой мартенситного превращения возрастает с увеличением степени предварительной деформации аустенита.

Как показано в работах М.М. Штейнберга и Л.Г. Журавлева с сотрудниками, в сплавах с чисто атермичным, взрывным началом мартенситного превращения в недеформированном аустените предварительная деформация аустенита по-иному меняет вид кривой охлаждения. Величина начального мартенситного взрыва уменьшается, число взрывов на кривой охлаждения растет, кривая охлаждения может и вовсе сгладиться. Показано, что в последнем случае меняется не взрывной характер мартенситного превращения, а способность мартенсита к автокаталитическому образованию. Иными словами, происходит раздробление одного большого взрыва на множество мелких.

В атермических сплавах, содержащих углерод, чаще наблюдали активизацию начальных стадий превращения и подавление дальнейшего его развития под влиянием предварительной деформации исходного аустенита.

Аналогично пластическому деформированию под влиянием внешней нагрузки на кинетику мартенситного превращения влияет и фазовый наклеп от обратного $\alpha \rightarrow \gamma$ - превращения. Такой фазовый наклеп всегда замедляет последующее прямое изотермическое мартенситное превращение, причем часто сильнее, чем предварительная пластическая деформация.

Увеличение степени фазового наклепа по мере роста количества мартенсита при первом охлаждении, как и увеличение степени пластической деформации под воздействием внешней нагрузки, снижает температуру начала изотермического мартенситного превращения и уменьшает количество образующегося мартенсита и так же, как и внешняя деформация, может вообще подавить изотермическое превращение. За счет подавления изотермического превращения кинетика может стать и смешанной. С увеличением числа циклов $\alpha \leftrightarrow \gamma$ - превращения по мере усложнения дислокационной структуры аустенита влияние фазового наклепа усиливается вплоть до наступления «насыщения» аустенита дефектами. Фазовый наклеп, как и пластическая деформация аустенита, ведет к уменьшению величины и увеличению количества мартенситных взрывов в процессе охлаждения сплавов с атермической кинетикой мартенситного превращения.

Кинетические и структурные особенности мартенситного превращения определяются механизмом и степенью релаксации напряжений на поверхности раздела аустенитной матрицы и зарождающегося мартенситного кристалла. Развитие изотермического мартенситного превращения, характери-

зующегося высокой степенью пластической релаксации на границах кристаллов, требует небольшого сопротивления матрицы пластической деформации. Следовательно, упрочнение аустенита в результате пластической деформации, затрудняя релаксацию напряжений, должно способствовать подавлению изотермического мартенситного превращения.

Образование кристаллов атермического мартенсита не нуждается в значительной пластической релаксации напряжений на межфазной границе. Поэтому атермическое мартенситное превращение должно быть менее структурно чувствительным, чем изотермическое. Поэтому в случае атермического превращения основную роль могут играть другие факторы.

С одной стороны, поскольку развитие сдвигового мартенситного превращения контролируется сопротивлением сдвигу аустенитной матрицы, то создание в результате предварительного наклепа развитой дислокационной структуры, сопровождающееся возрастанием сопротивления аустенита деформации, должно препятствовать развитию мартенситного превращения. Такое торможение мартенситного превращения должно наблюдаться во всем его интервале.

С другой стороны, повышение плотности дислокаций в аустените в результате деформации должно способствовать в связи с дислокационным зарождением мартенситных кристаллов увеличению вероятности образования зародышей кристаллов мартенсита. Исходя из этого, можно объяснить наблюдаемое повышение точки M_n при общем торможении атермического мартенситного превращения. Способствовать реализации мартенситного превращения могут также созданные в аустените в результате деформации благоприятные напряжения. Свой вклад в кинетику мартенситного превращения могут вносить и сопутствующие пластической деформации процессы предвыделения и выделения, упорядочения и разупорядочения.

Таким образом, наблюдаемое в конкретном случае влияние пластической деформации на мартенситное превращение – результат конкуренции многих факторов, что и определяет неоднозначность этого воздействия.

Особенности мартенситного превращения деформированного сплава, влияние исходной структуры аустенита определяют конечные структуру и комплекс свойств стали. Структура и свойства сплава зависят и от реализуемого вида термомеханической обработки. Эти различия будут рассмотрены в последующих разделах при анализе особенностей реализации того или иного вида деформационно-термической обработки. В этом подразделе в качестве примера рассмотрены некоторые особенности изменения структуры и свойств стали при реализации ставшей уже классической схемы высокотемпературной термомеханической обработки с закалкой на мартенсит (ВТМО) в сравнении с обычной закалкой.

Эффект ВТМО с реализацией мартенситного превращения, проявляющийся в одновременном росте прочности и пластичности стали, объясняют влиянием созданной в горячедеформированном аустените и унаследованной мартенситом субструктуры самой по себе, измельчением мартенситных кри-

сталлов и изменением субструктуры и морфологии мартенсита, изменением состояния аустенита и мартенсита в процессе закалочного охлаждения, изменением условий карбидообразования при отпуске.

М.Л. Бернштейн и М.А. Штремель обосновали возможность прямого наследования мартенситом дислокационной структуры аустенита. Такая возможность была подтверждена позже многими исследователями для сталей разного состава по отношению к мартенситу разных типов, образующемуся из аустенита после горячей и холодной деформации. В связи с этим плотность дислокаций в мартенсите, образовавшемся из аустенита с развитой субструктурой, больше, чем при обычной закалке.

Высокотемпературная деформация аустенита в условиях создания развитой дислокационной субструктуры приводит к измельчению и большей однородности размеров пластинчатых кристаллов и пакетов кристаллов-реек и не меняет коэффициент их формы независимо от субструктуры аустенита и структурно-морфологического типа мартенсита.

В случае смешанной морфологии мартенсита (линзовидный двойникованный и пакетный дислокационный) соотношение между кристаллами мартенсита разных типов может меняться под влиянием предварительной горячей деформации: в случае создания развитой субструктуры при горячей деформации аустенита наблюдается уменьшение доли двойникованных кристаллов мартенсита. В результате ВТМО формируется регулярноориентированное расположение групп крупных (первых) линзовидных двойникованных кристаллов мартенсита в отличие от хаотической их ориентировки при контрольной закалке.

Таким образом, при реализации деформационно-термической обработки стали механизм и условия распада переохлажденного аустенита и, соответственно, конечная структура и комплекс свойств стали определяются не только составом сплава и режимом его охлаждения, но и параметрами пластической деформации, определяющими структуру и субструктуру аустенита к моменту его превращения в перлит, бейнит или аустенит. Управляя этими параметрами, можно направленно влиять на структуру и свойства сплава. Ниже приведены особенности реализации различных видов деформационно-термической обработки с характеристикой получаемых при этом свойств материала.

3. ОСНОВНЫЕ ВИДЫ ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛЬНОГО ПРОКАТА И ЗАГОТОВОК ДЕТАЛЕЙ МАШИН

3.1. ДТО с использованием тепла нагрева под деформацию

К видам такой деформационно-термической обработки, основанным на реализации сдвиговых полиморфных превращений, следует относить термическое упрочнение проката и других горячедеформированных стальных изделий непосредственно с деформационного нагрева с получением структур мартенситного либо, в ряде случаев, бейнитного типа, а также, вероятно, и закалку металлопроката с отдельного нагрева, реализуемую в потоке прокатного стана после охлаждения стали до температуры, лежащей несколько ниже критической точки A_{r1} , для обеспечения развития полной фазовой перекристаллизации при охлаждении после прокатки и последующем нагреве под закалку. В последнем случае можно говорить об использовании части тепла прокатного нагрева для сокращения энергозатрат на последующее термическое упрочнение.

К видам ДТО с использованием тепла нагрева под деформацию, основанным на реализации нормальных полиморфных превращений, можно отнести термическое упрочнение стального проката с прокатного нагрева путем его ускоренного охлаждения по режимам, не вызывающим развития мартенситного (или бейнитного) превращения, технологии сорбитизации катанки в потоке стана, а также, очевидно, нормализацию проката с отдельного нагрева после его последеформационного охлаждения до температуры, лежащей несколько ниже критической точки A_{r1} , включая и технологии нормализации с ускоренным охлаждением.

К видам ДТО с использованием тепла нагрева под деформацию, в ходе которых для достижения поставленной цели реализуются как сдвиговые, так и нормальные полиморфные превращения, могут быть отнесены закалка из межкритического интервала температур (МКИ) непосредственно после окончания деформации, а также, очевидно, и закалка из МКИ в потоке прокатного стана после отдельного нагрева деформированной стали, частично сохранившей тепло деформационного нагрева.

Отнесение к данному классу ДТО указанных выше методов термической обработки стального проката с отдельного нагрева в потоке прокатного стана может представляться спорным, хотя для достижения конечной цели обработки тепло прокатного нагрева частично и используется. Однако, в случае регулируемого последеформационного охлаждения проката до температуры, от которой начинают повторный дополнительный нагрев металла в нормализационной либо закалочной печи, можно достаточно обоснованно относить такие технологии к разновидностям ДТО.

Следует отметить, что значительный вклад в развитие теории и технологии процессов ДТО с использованием тепла нагрева под деформацию

внесли отечественные научные школы, прежде всего, ученые и специалисты Института черной металлургии НАН Украины, и, Национальной металлургической академии, Донецкого национального технического университета, Донецкого научно-исследовательского института черной металлургии других организаций.

Термическое упрочнение проката с прокатного нагрева является одним из наиболее распространенных способов деформационно-термической обработки, нашедших технологическое воплощение на многих металлургических предприятиях. В основу термического упрочнения стального проката К.Ф. Стародубовым и другими исследователями была положена идея об использовании тепла прокатного нагрева для реализации термической обработки стали. Следовательно, единственным регулируемым технологическим параметром при этом является режим последеформационного охлаждения, определяющий механизм и кинетику превращения переохлажденного аустенита. Как уже отмечалось ранее, на начальной стадии разработки научных основ этих технологических процессов роль режимов деформации и их влияние на структурообразование в стали не учитывались.

В последнее время, наряду с разработкой режимов охлаждения, при термическом упрочнении проката уделяется внимание и выбору температурно-деформационных параметров прокатки, хотя основной тенденцией остается прежде всего стремление осуществлять термическую обработку в технологической линии прокатного стана. Следует отметить, что для повышения термической стабильности аустенита во избежание его диффузионного распада до помещения проката в охлаждающую среду (для мелких профилей) или уже непосредственно в охлаждающей среде (для крупных профилей) при реализации схемы термического упрочнения с использованием сдвиговых полиморфных превращений обычно следует повышать температуру окончания деформации для уменьшения количества дефектов атомно-кристаллического строения, возникающих в стали при пластической деформации и провоцирующих диффузионный распад.

Термическому упрочнению с прокатного нагрева с получением в конечной структуре продуктов сдвигового превращения аустенита подвергают широкую номенклатуру стального проката: толстый лист, прокат периодического профиля, фасонные профили проката и т.д. После закалки прокат обязательно подвергают отпуску, либо реализуют схемы термического упрочнения с самоотпуском стали. Его реализация позволяет получить высокий комплекс механических характеристик стали, прежде всего, повышенные прочностные свойства без осуществления дополнительной упрочняющей термической обработки проката у потребителя. Это обеспечивает снижение металлоемкости конструкций и изделий, возможность замены более дорогих марок стали на более дешевые без ухудшения их эксплуатационных свойств.

Так, например, в условиях Алчевского металлургического завода закалка в спрейерной системе в сочетании с отпуском при 550...650°C швеллеров № 16 - 20 позволяет получить класс прочности стали С 60/45 при обеспе-

чении высоких пластических характеристик. Наиболее широко термическое упрочнение стали в потоке прокатного стана применяется при производстве проката периодического профиля. Причем, охлаждение движущегося проката после выхода из последней клетки прокатного стана обычно реализуют в специальных охлаждающих устройствах форсуночного типа. Такие технологии разработаны Институтом черной металлургии и внедрены на целом ряде металлургических предприятий – на металлургическом комбинате в г. Кривой Рог (Украина), на металлургическом заводе в г. Череповец (Россия, «Северсталь»), на Западно-Сибирском металлургическом комбинате (Россия) и др. На Макеевском металлургическом комбинате реализована технология термического упрочнения арматурных стержней в неподвижном состоянии при их прерванном охлаждении в ванне с водой. При термическом упрочнении арматурных стержней обычно реализуется закалка с самоотпуском стали. Такие технологии позволяют получать непосредственно в потоке прокатного стана прокат периодического профиля классов Ат-1У - Ат-У11 из сталей, поставляемых в горячекатаном состоянии по классу не выше А-111.

Большое влияние на свойства термически упрочненной стали оказывает скорость охлаждения проката. Лучшими механическими свойствами после отпуска обладает сталь, в которой критическая скорость охлаждения была достигнута по всему сечению. Эффект влияния скорости охлаждения снижается с уменьшением диаметра стержня и увеличением прокаливаемости стали. Сталь обладает более высоким комплексом механических характеристик при обеспечении в сечении проката однородной структуры.

Установка охлаждающих устройств непосредственно за последней клетью стана, когда пауза между окончанием прокатки и началом охлаждения оказывается минимальной, позволяет использовать эффект высокотемпературной термомеханической обработки при производстве термически упрочненного проката. Реализация эффекта ВТМО при термическом упрочнении с прокатного нагрева обеспечивает получение более высоких прочностных, а часто - и пластических характеристик стали по сравнению с закалкой с печного нагрева. Для примера в таблице 3.1 приведены сравнительные результаты испытаний арматурных стержней из стали 20ГС, закаленных с прокатного и печного нагревов, в зависимости от температуры отпуска (данные Института черной металлургии).

Из приведенных данных следует, что разница в свойствах снижается с повышением температуры отпуска. Следует учитывать, что эффект ВТМО при термическом упрочнении проката в потоке непрерывного стана не может быть значительным ввиду высокой температуры пластической деформации в чистовых клетях стана (обычно не менее 1040...1060°C). Для реализации эффекта ВТМО требуется, кроме минимальной паузы между окончанием прокатки и охлаждением, еще и интенсивное охлаждение.

Таблица 3.1 - Влияние вида нагрева и температуры отпуска на механические свойства арматурных стержней диаметром 10 мм из стали 20ГС (ИЧМ)

Температура отпуска, °С	Закалка с прокатного нагрева		Закалка с печного нагрева	
	σ_B , Н/мм ²	δ_5 , %	σ_B , Н/мм ²	δ_5 , %
без отпуска	1360	11,9	1240	9,7
300	1270	11,7	1200	8,9
400	1070	14,3	1020	14,2
500	900	17,5	870	16,7
600	688	22,0	660	23,7
700	580	32,4	560	32,4

Наряду с процессами термического упрочнения, когда производится закалка на мартенсит, все более широкое распространение получает ускоренное охлаждение проката до температур диффузионного распада аустенита. Такой вид термического упрочнения листового и сортового проката, обеспечивая получение более высокого комплекса свойств стали в сравнении с состоянием без ускоренного охлаждения, позволяет заметно снизить потери металла с окалиной.

Особенно актуальным использование ускоренного последеформационного охлаждения оказывается при производстве катанки на высокоскоростных непрерывных прокатных станах при ее смотке в бунты массой 500 кг и более. Осуществляя ускоренное охлаждение катанки, сейчас решают не только задачи уменьшения обезуглероживания стали, снижения в 2...3 раза потерь металла в окалину, но и получения стали со структурой сорбита (сорбитизация катанки). Такая структура считается наиболее благоприятной с точки зрения обеспечения необходимой технологичности при волочении и обеспечивается обычно реализацией технологии патентирования в условиях сталепроволочно-канатных и метизных заводов. Применение ускоренного последеформационного охлаждения катанки на участке между последней клетью и устройствами формирования бунта позволяет управлять процессами формирования структуры стали, способствует улучшению ее механических и технологических свойств. При этом во многих случаях можно отказаться от операции патентирования катанки перед ее волочением. Причем, ускоренное охлаждение катанки, в том числе и низкоуглеродистой, обеспечивает одновременное повышение как прочностных, так и пластических свойств. Температура окончания ускоренного охлаждения при этом выбирается с учетом химического состава и назначения катанки. Так, например, в условиях металлургического комбината в г. Кривой рог ускоренное охлаждение катанки с содержанием углерода до 0,12 % обычно ведется до 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 преимущественно двухстадийные режимы ускоренного охлаждения (патентирования, сорбитизации,

контролируемого охлаждения). По способу "Стилмор" катанка на участке перед моталкой подвергается ступенчатому охлаждению водой в охлаждающих трубах до до 750...800 °С, а после моталки, укладываемой витки катанки на движущийся конвейер, осуществляется принудительное охлаждение воздухом, нагнетаемым вентилятором. По способу фирмы "Шлеман" охлаждение водой перед моталкой осуществляется до более низкой температуры (до 600 °С), витки катанки укладываются со смещением и охлаждаются на спокойном воздухе. В ряде других разработанных способов также предусматривается реализация двухстадийного охлаждения катанки.

Технологии ускоренного охлаждения после деформации достаточно широко применяются и при производстве сортового проката (подката), предназначенного для изготовления различных изделий методами холодной объемной штамповки и холодной высадки после предварительной калибровки (холодного волочения) на заданный точный диаметр.

Весьма перспективным представляется направление, основанное на реализации ускоренного последеформационного охлаждения катанки и подката, предназначенного для холодной высадки, с целью обеспечения получения заданных свойств готовых изделий, изготавливаемых из такого проката, без применения окончательной упрочняющей термической обработки. Здесь возникает комплексная задача подготовки непосредственно в технологическом цикле горячей прокатки такой структуры стали, которая обеспечит как соответствующую технологичность ее передела на заводах - потребителях подката, так и необходимые окончательные свойства готовых изделий. При этом следует учитывать, что решение такой задачи может потребовать не только разработки технологии деформационно-термической обработки такого проката, но зачастую и определенного изменения состава стали.

Ниже приведены некоторые результаты реализации нами такого подхода применительно к производству подката диаметром 10 мм, предназначенного для изготовления резьбовых крепежных изделий методом холодной высадки. Подкат из предложенной нами стали типа 30ЮТ производили на стане "250" Енакиевского металлургического завода. В таблице 3.2 приведены механические свойства стали в состоянии поставки, после калибровки на диаметр 8,85 мм и в готовых болтах М10 х 120 мм. Варьируемым параметром являлась температура смотки проката в бунты, регулируемая путем изменения расхода воды в установке ускоренного охлаждения стана.

Как следует из приведенных данных, снижение температуры смотки проката в бунты способствовало упрочнению стали без заметного снижения ее пластических характеристик, что было вызвано измельчением структуры и некоторым повышением в ней доли перлита. Следует отметить, что все испытанные образцы выдержали испытания на осадку в холодном состоянии на 66 % и даже 75 % первоначальной их высоты.

Полученный подкат без предварительного сфероидизирующего отжига был переработан в болты М 20 х 100 и М20 х 120 мм в условиях Волгоградского завода тракторных деталей и нормалей. Результаты испытаний партий

готовых изделий показали, что болты, изготовленные из проката из данной стали, ускоренно охлажденного перед смоткой в бунты до 820...840°C и ниже, соответствуют требованиям, предъявляемым к высокопрочным метизам класса прочности 8.8 ($\sigma_b \geq 790 \text{ Н/мм}^2$, $\sigma_{0,2} \geq 630 \text{ Н/мм}^2$, $\delta_5 \geq 12 \%$).

По существующей технологии метизы этого класса прочности изготавливают из сталей с более высоким содержанием углерода (например, стали 35) и подвергают закалке с высоким отпуском. Качественно подобные результаты были получены и при производстве подката диаметром 16 мм в условиях комбината "Криворожсталь" из стали типа 35Ю и болтов М16 из него. Однако, следует учитывать, что из-за высокой скорости охлаждения в потоке стана при чрезмерном снижении температуры смотки в бунты (обычно ниже 700°C) в приповерхностном слое подката появляется зона подкала со структурой сорбита отпуска, что может быть причиной неоднородности свойств по сечению профиля и усложнить условия холодной высадки, не оказывая отрицательного влияния на комплекс механических свойств стали.

Применительно к производству толстых листов из сталей повышенной и высокой прочности ответственного назначения более широко применяется не термическое упрочнение с прокатного нагрева, а термическая обработка с дополнительного нагрева в однофазную аустенитную область (закалка с высоким отпуском, нормализация), либо в межкритический интервал температур МКИ (аустенито-ферритную область). В таблице 3.3 приведены некоторые данные, иллюстрирующие возможности такой ДТО (данные ДонНИИЧМ). Термическую обработку листов проводили после их охлаждения ниже критической точки A_{c1} после завершения прокатки. Нагрев под закалку при термическом улучшении и нормализации осуществляли до 930...960°C, а под закалку из межкритического интервала температур (МКИ) - до 830...850°C. Отпуск листов как после закалки из аустенитной области, так и после закалки из МКИ проводили при температурах 660...690°C.

Приведенные данные свидетельствуют о том, что термическая обработка листов с отдельного нагрева является эффективным методом повышения комплекса свойств низколегированных сталей. Так, термическое улучшение листов с закалкой из аустенитной области может обеспечить не только заметное упрочнение стали в сравнении с обычной горячей прокаткой, но и повышение показателей ее ударной вязкости, что видно на примере стали 10ХСНД. Нормализация же, обеспечивая повышение пластичности и вязкости стали, может не вызывать ее существенного упрочнения. Увеличение толщины листа может быть причиной получения неоднородной структуры, характеризующейся повышенной долей в ней структурно свободного феррита, что неизбежно приведет к понижению всего комплекса свойств стали. По этой же причине реализация термического улучшения с закалкой из межкритического интервала температур требует особого внимания к организации технологического процесса и контролю и управлению его параметрами для обеспечения необходимой стабильности свойств листов.

Таблица 3.2 - Средние показатели механических свойств стали 30ЮТ на разных стадиях передела в зависимости от режима ускоренного охлаждения проката

Температура смотки проката в бунты, °С	σ_B , Н/мм ²	$\sigma_{0,2}$, Н/мм ²	δ_{10} (δ_5), %	Твердость, НВ
Исходный прокат				
920...940	605	405	19,5	173
800...820	640	445	18,5	185
720...740	650	440	19,0	196
Подкат после калибровки				
920...940	723	570	6,0	190
800...820	760	608	4,8	190
720...740	772	618	5,0	200
Готовые болты				
920...940	793	583	(16,6)	217
800...820	810	656	(13,1)	250
720...740	836	675	(12,4)	235

Таблица 3.3 - Средние показатели механических свойств по партиям листов различной толщины (Н) из стали 10ХСНД после различных видов обработки (данные ДонНИИЧМ)

Производитель	Н, мм	Вид обработки листов	σ_B , Н/мм ²	σ_T , Н/мм ²	δ_5 , %	КСУ при -40°С, Дж/см ²
"Азовсталь"	16	Термическое улучшение	594	483	25,0	92
	30		656	526	25,0	113
ОХМК	20	Горячая прокатка	545	395	24,5	60**
		Нормализация	610	440	25,5	82
		Термическое улучшение	630	485	22,0	80
ОХМК	30	Термическое улучшение	620	443	23,6	76
		Нормализация	563	435	28,1	86
ОХМК	24	Закалка из МКИ + отпуск	586	444	25,2	65

Приведенные данные свидетельствуют о том, что термическая обработка листов с отдельного нагрева является эффективным методом повышения комплекса свойств низколегированных сталей. Так, термическое улучшение листов с закалкой из аустенитной области может обеспечить не только заметное упрочнение стали в сравнении с обычной горячей прокаткой, но и повышение показателей ее ударной вязкости, что видно на примере стали 10ХСНД. Нормализация же, обеспечивая повышение пластичности и вязкости стали, может не вызывать ее существенного упрочнения. Увеличение толщины листа может быть причиной получения неоднородной структуры, характеризующейся повышенной долей в ней структурно свободного феррита, что неизбежно приведет к понижению всего комплекса свойств стали. По этой же причине реализация термического улучшения с закалкой из межкритического интервала температур требует особого внимания к организации технологического процесса и контролю и управлению его параметрами для обеспечения необходимой стабильности свойств листов.

Основными направлениями совершенствования технологий ДТО с использованием тепла нагрева под деформацию является дальнейшее расширение сортамента продукции, подвергающейся такой обработке, разработка эффективных конструкций охлаждающих устройств для управляемого последовательного охлаждения, особенно применительно к движущемуся прокату, оптимизация параметров такой обработки с целью реализации максимального эффекта ДТО, расширение областей использования такой продукции, что потребует дополнительного внимания к показателям технологичности передела термически упрочненного проката в готовые изделия (устранение разупрочнения при сварке, повышение стойкости против растрескивания, в том числе и против коррозионного растрескивания под напряжением, обеспечение однородности свойств по длине, ширине и толщине изделий и т.д.).

3.2 Термомеханическая обработка стали

3.2.1 ТМО с использованием сдвиговых полиморфных превращений

К этому подклассу методов термомеханической обработки (см. рис. 1.3) отнесены такие виды ДТО, при реализации которых распад деформированного аустенита происходит в области мартенситного (высокотемпературная термомеханическая обработка - ВТМО, низкотемпературная термомеханическая обработка - НТМО, высокотемпературная термомеханическая поверхностная обработка - ВТМПО) или бейнитного (высокотемпературная термомеханическая изотермическая обработка - ВТМИзО, низкотемпературная термомеханическая изотермическая обработка - НТМИзО) превращений. После этого выполняют отпуск при температурах, обеспечивающих получение необходимого комплекса свойств сплава. Классическим для данных схем ТМО является низкотемпературный отпуск, реализация которого позволяет обеспечить не только наиболее высокий уровень прочностных характеристик, но и максимально реализовать эффект термомеханической обработки.

При высокотемпературной термомеханической обработке (ВТМО, ВТМИзО) деформации подвергают стабильный аустенит. Причем, деформацию осуществляют в нижней части аустенитной области, хотя и при температурах, превышающих температурный порог рекристаллизации; степень деформации при этом должна быть достаточно большой - не менее 20...30 %. Прочностные свойства стали после ВТМО возрастают с повышением степени и снижением температуры деформации. Эффективность ВТМО иллюстрируется данными, приведенными в таблице 3.4 (данные М.Л. Бернштейна и др.).

Таблица 3.4 - Влияние ВТМО на механические свойства сталей 40ХН4 и 40С2Х после отпуска при различных температурах (М.Л. Бернштейн)

Марка стали	Температура отпуска, °С	Вид и режим обработки	σ_B , Н/мм ²	δ , %	ψ , %	КСУ, КДж/м ²
40ХН4	100	ТО	1890	2,7	9,7	
		ВТМО (1)	2460	11,0	24,5	
		ВТМО (2)	2620	10,6	22,7	
	200	ТО	1930	8,9	29,5	
		ВТМО (1)	2170	10,0	28,7	
		ВТМО (2)	2200	11,6	31,9	
	300	ТО	1850	8,3	30,4	
		ВТМО (1)	1870	8,6	27,5	
		ВТМО (2)	1930	7,3	35,1	
40С2Х	180	ТО	1942	7,7	46,0	230
		ВТМО (1)	2070	9,5	54,8	310
		НТМУ	2021	9,1	52,3	200
		Двойная закалка	2001	6,8	48,3	130
	600	ТО	1073	12,6	59,0	420
		ВТМО (1)	1099	13,4	59,8	480

Примечание: ТО - обычная закалка; ВТМО (1) - ВТМО с частичной рекристаллизацией; ВТМО(2) - ВТМО без рекристаллизации; НТМУ - наследственное термомеханическое упрочнение; длительность отпуска - 2 ч.

ВТМО позволяет обеспечить высокие характеристики конструктивной прочности стали. При этом в сравнении с традиционным термическим улучшением при правильно выбранном температурно-деформационном режиме ВТМО может быть обеспечено как дополнительное упрочнение стали, так и повышение ее пластичности и вязкости, в том числе и характеристик вязкости разрушения. Конечный результат ТМО определяется в значительной мере соотношением развития процессов упрочнения и разупрочнения в аустените, определяющим характер его структуры и субструктуры, наследуемой образующимся мартенситом. Наиболее благоприятной при ВТМО с закалкой на мартенсит является структура динамически полигонизованного либо начинающего претерпевать динамическую рекристаллизацию аустенита.

В случае реализации низкотемпературной термомеханической обработки (НТМО) деформации подвергают метастабильный аустенит (температура деформации лежит ниже A_1 и, соответственно, ниже температурного порога рекристаллизации). Операция НТМО в зарубежной литературе получила название аусформинг. Обычно температурный интервал деформации находится в пределах 500...650°C и выбирается в области высокой устойчивости метастабильного аустенита. Чрезмерное снижение температуры деформации ведет к резкому возрастанию усилий деформации и нагрузок на оборудование. Степень деформации при НТМО должна быть достаточно высокой, чтобы обеспечить максимальный эффект упрочнения (обычно более 50%). Считают, что прирост прочности при НТМО составляет примерно 6 Н/мм² на 1% деформации. Реализация НТМО позволяет получить более высокие прочностные характеристики стали (σ_b до 3000 Н/мм²), но более низкие показатели пластичности и вязкости в сравнении с ВТМО. Причиной упрочнения стали при НТМО считают прежде всего измельчение мартенситных пластин, выделение дисперсных карбидов из аустенита при деформации, которые закрепляют дислокации, наследование мартенситом от аустенита высокой плотности дислокаций.

В последнее время получают распространение схемы ТМО, совмещающие пластическую деформацию с когерентным (бейнитным) превращением аустенита (ВТМИЗО, НТМИЗО). Как показывают результаты исследований, такая обработка может обеспечить получение весьма ценного сочетания свойств стали, когда повышенной прочности сопутствует высокая пластичность, присущая вообще продуктам промежуточного превращения. Такая обработка перспективна в свете решения важной проблемы - предотвращения хрупкого разрушения в условиях сложного напряженного состояния. Разновидностью ТМО с бейнитным превращением аустенита является и схема ДТО с реализацией деформации непосредственно в процессе аустенито-бейнитного превращения.

ТМО с реализацией сдвиговых полиморфных превращений находит применение при производстве высокопрочного сортового проката, рессор, труб, буровых штанг и других изделий. Основной проблемой использования таких технологических схем обработки на максимальную прочность являются сложности, связанные с реализацией последующей механической обработки для обеспечения необходимых конечных формы и размеров готового изделия. Поэтому такая ТМО может использоваться лишь в тех случаях, когда деформируемое изделие уже в процессе ДТО приобретает форму, максимально близкую к таковой в готовом изделии, когда требуется минимальная механическая обработка (например, шлифованием) для получения заданных конечных размеров.

С учетом этого, а также возможности реализации в определенной мере эффекта ВТМО и в случае осуществления закалки с высокотемпературным отпуском, представляется перспективным выполнение ВТМО со сдвиговыми полиморфными превращениями применительно к изделиям, окончательной термической обработкой которых является термическое улучшение. Такая ТМО

представляется весьма перспективной еще и потому, что ее можно осуществлять еще на стадии изготовления заготовок для деталей - поковок, штамповок, заготовок деталей машин, получаемых горячей прокаткой на специальных деталепрокатных станах.

Реализация ВТМО с высокотемпературным отпуском на заготовках деталей машин позволяет устранить не только окончательную упрочняющую термическую обработку - закалку с высокотемпературным отпуском готовой детали, но и предварительную термическую обработку полуфабриката для улучшения его механической обрабатываемости (нормализацию, изотермический отжиг, либо, иногда, термическое улучшение). Это обеспечит значительную экономию материальных и трудовых ресурсов при реализации более высокой точности обработки изделия при устранении операций дополнительной механической обработки готовых изделий.

Нами такая ВТМО с закалкой на мартенсит и последующим высокотемпературным отпуском была реализована применительно к производству горячедеформированных заготовок валов сельскохозяйственных машин переменного сечения с максимальным диаметром до 60 мм из стали 40Х, изготавливаемых на стане поперечно-клиновой прокатки. С учетом специфической схемы деформации на таких деталепрокатных станах температурные параметры прокатки изменяли путем корректировки температуры индукционного нагрева исходных заготовок. Реализация такой ВТМО позволила обеспечить более высокую степень однородности структуры и свойств стали по сечению и длине готового вала переменного сечения в сравнении с традиционной его окончательной термической обработкой (закалка с отпуском при 580...600°С) при более высоком уровне как прочностных, так и пластических свойств стали. При этом ухудшения условий обработки резанием при изготовлении из заготовки готового вала не наблюдали. Аналогичная схема ВТМО была реализована нами и при изготовлении горячедеформированных заготовок червяков шахтных лебедок на стане поперечно-винтовой прокатки.

Дополнительные перспективы расширения возможностей использования ТМО с реализацией сдвиговых полиморфных превращений открываются в связи с эффектами наследственного термомеханического упрочнения, о чем будет сказано в следующем разделе.

3.2.2 ТМО с использованием нормальных полиморфных превращений

Как следует из схемы, приведенной на рис. 1.3, к этому виду ТМО следует отнести прежде всего контролируемую прокатку (КП), упрочняющую ТМО с перлитным превращением (упрочняющая ТМОП), разупрочняющую термомеханическую обработку (РТМО), изоформинг и предварительную термомеханическую обработку (ПТМО). В отличие от предыдущего подкласса видов ТМО, при нормальном полиморфном превращении образующаяся фаза растет вследствие индивидуальных атомных перемещений и отличается по составу от исходной фазы. Применительно к сталям такое превращение часто называют диффузионным или перлитным.

Контролируемая прокатка.

Контролируемая прокатка представляет собой вид ДТО листового и сортового проката из низкоуглеродистой стали, при котором режимы нагрева, пластической деформации и последеформационного охлаждения выбирают с учетом необходимости получения мелкозернистой фрагментированной структуры феррита как определяющей структурной составляющей. В своем классическом варианте этот способ предназначался для сталей, микролегированных сильными карбидо- и нитридообразующими элементами, чаще всего ниобием и ванадием. Однако, как было показано и нами, в ряде случаев контролируемая прокатка дает заметный эффект и в сталях, не содержащих таких элементов, в том числе и в углеродистых сталях.

Контролируемая прокатка в настоящее время стала преобладающей технологией производства толстых листов из низкоуглеродистых сталей повышенной и высокой прочности, прежде всего, из низколегированных сталей с микродобавками сильных карбидо- и нитридообразующих элементов. Как правило, при производстве толстых листов реализуют следующие основные технологические схемы контролируемой прокатки:

- контролируемая прокатка с ее завершением в аустенитной области, как высокотемпературная, когда стремятся получить мелкозернистую преимущественно рекристаллизованную структуру аустенита, так и «среднетемпературная» (к которой можно отнести достаточно широко реализуемую на предприятиях т.н. нормализующую прокатку) с ее завершением в нижней части аустенитной области, когда формируется обычно частично рекристаллизованная и полигонизованная структура γ -фазы; при такой технологии контролируемой прокатки листов из высокопрочных сталей обычно осуществляют и ускоренное последеформационное охлаждение проката;

- контролируемая прокатка с ее завершением в двухфазной ($\gamma+\alpha$) - области, чаще всего, с последеформационным охлаждением на воздухе; при этом в случае окончания прокатки при чрезмерно низких (ниже 710...715°C) температурах деформация в чистовой клетке стана и начинаться может уже в двухфазной области, учитывая интенсифицирующее воздействие пластической деформации на полиморфное превращение.

Снижение температуры деформации на завершающей стадии контролируемой прокатки в условиях последеформационного охлаждения на воздухе в настоящее время на металлургических предприятиях Украины и России является основным технологическим методом производства листов повышенных категорий прочности. Так, например, снижение температуры начала прокатки в чистовой клетке толстолистовых листов из стали 13Г1С-У, поставляемых обычно по категории прочности К 52, с 840...860°C до 720...740°C обеспечивает получение свойств, соответствующих категории прочности К 56. В зависимости от условий производства обычно получают такие значения свойств: $\sigma_B = 570...605 \text{ Н/мм}^2$, $\sigma_T = 460...510 \text{ Н/мм}^2$, $\delta_2 = 39...42\%$, показатели ударной вязкости $KCV_{-20^\circ\text{C}} = 130...145 \text{ Дж/см}^2$, $KCU_{-60^\circ\text{C}} = 115...150 \text{ Дж/см}^2$. Низкотем-

пературная контролируемая прокатка является основным технологическим методом производства листов из малоперлитных сталей категорий прочности К 56, К 60, Х 65, Х 70 в условиях ведущих производителей этой продукции. В таблице 3.5 для примера приведены средние значения показателей механических свойств стали 10Г2ФБ (категория прочности К 60), прокатанной в лист толщиной 18,6 мм из непрерывно-литого сляба после нагрева до температуры $1155 \pm 10^\circ\text{C}$, в зависимости от температуры окончания прокатки в чистовой клети стана.

Таблица 3.5 - Средние показатели механических свойств стали 10Г2ФБ в зависимости от температуры конца прокатки (Тк.п.)

Тк.п., °С	σ_B , Н/мм ²	$\sigma_{0,2}$, Н/мм ²	δ_5 , %	KCV _{-20°C} , Дж/см ²	KCU _{-60°C} , Дж/см ²
745	600	505	24,0	140	145
735	610	525	23,0	125	150
725	628	535	22,0	110	145
715	632	540	21,5	100	140
705	635	545	21,0	90	135

Как следует из анализа данных таблицы 3.5, контролируемая прокатка с ее окончанием при пониженных температурах обеспечивает получение высокого комплекса свойств стали. Снижение температуры конца прокатки в чистовой клети стана, обеспечивая упрочнение стали, приводит, однако, к снижению ее пластичности и ударной вязкости при отрицательных температурах испытаний, прежде всего, на образцах с острым концентратором напряжений.

Получение высокого комплекса свойств сталей контролируемой прокатки обусловлено прежде всего значительным измельчением зерна феррита как основной структурной составляющей низкоуглеродистых, особенно малоперлитных, сталей, а дополнительное упрочнение в сталях, микролегированных сильными карбидо- и нитридообразующими элементами происходит и за счет выделения дисперсных частиц карбидов и карбонитридов. Полученные нами данные свидетельствуют о том, что средний размер ферритного зерна в сталях 10Г2ФБ, 09Г2ФБ составляет 4,5...7,5 мкм, а в стали 13Г1С-У, прокатанной при пониженных температурах - 7...10 мкм.

Однако, металл листов, прокатка которых завершается при низких температурах, характеризуется достаточно сильно выраженной структурной полосчатостью. Завершение прокатки в двухфазной ($\gamma + \alpha$) - области вызывает образование феррита уже во время деформации. Следствием этого является сохранение в структуре стали после полного охлаждения листов значительного количества вытянутых в направлении течения металла зерен феррита. Возникновение текстуры деформации и структурная неоднородность являются основными причинами увеличения степени анизотропии механических свойств стали, особенно показателей ударной вязкости при отрицательных температурах испытаний (для покателя KCV_{-20°C} - до 1,8...2, а для показателя KCU_{-60°C} - до

1,4...1,5 при температуре конца прокатки 710...715°C).

Разупрочняющая термомеханическая обработка.

Разупрочняющая термомеханическая обработка, как новый вид ТМО, была разработана в Донецком национальном техническом университете применительно к производству проката и горячедеформированных заготовок машин из средне- и высокоуглеродистых сталей, свойства которых определяются прежде всего соотношением структурных составляющих - феррита и перлита. В основе предложенного нами способа РТМО лежит положение об ускоренном вследствие горячей пластической деформации распаде аустенита в феррито-перлитной области. Подобранные определенные температурно-деформационные параметры процесса горячей деформации, можно получить непосредственно после деформации равномерную феррито-перлитную структуру твердостью, не превышающей твердость отожженной стали. Такая возможность была проверена на ряде среднеуглеродистых и низколегированных сталей. Данные таблицы 3.6 иллюстрируют эффект разупрочнения в среднеуглеродистой стали, содержащей 0,34 % С, 0,8 % Мn, 0,062 % Ti.

Таблица 3.6 - Влияние температуры прокатки ($T_{пр}$) при степени деформации 24...28 % на механические свойства и долю феррита в структуре (Дф) стали 33ГТ (0,34 % С, 0,8 % Мn, 0,062 % Ti)

$T_{пр.},$ °С	$\sigma_B,$ Н/мм ²	$\sigma_{0,2},$ Н/мм ²	$\delta_5,$ %	Твердость, НВ	Дф, %
1200	665	385	27,5	200	38,0
1100	675	400	27,3	205	27,5
1000	655	393	29,5	205	40,3
900	605	347	32,0	185	44,5
800	600	355	31,5	188	40,5
750	670	410	28,0	200	38,0

Следует отметить, что эффект разупрочнения наблюдается при сравнительно низких температурах деформации - 900...800°C при степенях обжатия чаще всего 20...30 %, когда удается создать высокую степень горячего наклепа аустенита перед его распадом на феррит и перлит. Как следует из приведенного примера, основной причиной разупрочнения стали является повышение доли структурно-свободного феррита и, соответственно, снижение доли перлита в ее структуре. Эффект изменения соотношения структурных составляющих в сторону феррита в этом случае преобладает над упрочняющим влиянием измельчения структуры стали. В случае низкоуглеродистых сталей такие же деформации могут приводить к упрочнению стали за счет воздействия на строение основной структурной составляющей - феррита. Для низко- и среднелегированных сталей при РТМО наблюдали уменьшение (либо даже полное подав-

ление образования) доли продуктов промежуточного превращения аустенита, образующихся в достаточно большом количестве при иных режимах прокатки.

Упрочняющая ТМО с перлитным превращением.

Упрочняющая ТМО с перлитным превращением (УТМОПП) предусматривает регламентацию параметров деформации и последеформационного охлаждения с целью управления процессами динамической и статической рекристаллизации аустенита и его распада при охлаждении. Это позволяет регулировать как соотношение структурных составляющих, так и степень дисперсности продуктов распада аустенита. Регулированием параметров горячей деформации в области достаточно высоких температур можно добиться определенного упрочнения стали прежде всего за счет смещения распада аустенита при последующем охлаждении в низкотемпературный интервал. Этой же цели способствует ускоренное последеформационное охлаждение со скоростями, обеспечивающими распад переохлажденного аустенита в интервале температур диффузионного превращения. В таблице 3.7 приведены некоторые примеры реализованной нами упрочняющей ТМОПП применительно к производству сортового проката, сматываемого после прокатки в бунты и предназначенного для изготовления различных изделий методами холодной высадки.

Таблица 3.7 - Влияние температуры конца прокатки (Тк.п.) и температуры окончания ускоренного охлаждения (Ту.о.) на механические свойства сталей

Тк.п., °С	Ту.о., °С	σ_B , Н/мм ²	$\sigma_{0,2}$, Н/мм ²	δ , %	ψ , %	КСУ, Дж/см ²
Сталь 30, круг диаметром 10 мм						
1010...1030	воздух	548	302	29,3	59,0	
	940...950	562	308	26,8	58,5	
	850...860	560	295	26,3	58,0	
	740...760	572	280	27,5	57,5	
960...970	воздух	555	310	29,5	58,0	
	920...930	562	305	29,0	58,0	
	840...850	588	300	29,5	58,5	
	730...750	600	295	34,0	52,2	
Сталь 35Ю, круг диаметром 16 мм						
1100...1120	воздух	655	423	22,9	55,0	97
	710...730	680	452	22,3	56,6	106
940...960	воздух	679	444	24,6	57,8	110
	710...730	724	497	24,7	58,0	112
840...860	воздух	683	470	24,8	56,0	102
	710...730	743	510	23,1	55,5	88

Как следует из приведенных данных, прокатка по регламентированным режимам с ее окончанием при температурах ниже 1000°С в сочетании с после-

деформационным ускоренным охлаждением является достаточно эффективным методом упрочнения стали, оказывая при этом положительное влияние и на показатели пластичности и ударной вязкости металла.

При реализации ТМО с перлитным превращением ускоренное последеформационное охлаждение до различных температур позволяет решить ряд задач. Ускоренное охлаждение в аустенитной области позволяет затормозить процессы статического разупрочнения в стали и сохранить более высокий уровень дефектности аустенита к моменту его распада. Продолжение ускоренного охлаждения в области метастабильного аустенита и во время его полиморфного превращения в феррит позволяет снизить долю структурно свободного феррита и измельчить его зерно, что способствует упрочнению стали без заметного снижения ее пластичности и вязкости.

В среднеуглеродистых сталях изменение комплекса механических свойств стали в большей мере зависит от соотношения феррита и перлита в структуре, чем от размера зерен феррита и участков перлита. В низкоуглеродистых сталях регламентация параметров прокатки в сочетании с ускоренным последеформационным охлаждением в область температур диффузионного превращения аустенита обеспечивает эффект упрочнения в решающей степени за счет измельчения ферритного зерна, поскольку доля перлита в структуре изменяется при этом в относительно небольших пределах.

Чем ниже температура окончания ускоренного последеформационного охлаждения среднеуглеродистой стали, тем меньше структурно свободного феррита успеет выделиться до начала превращения аустенита в перлит, тем выше будут прочностные свойства проката. При окончании ускоренного охлаждения при температурах ниже 570...600°С в структуре всех исследованных нами сталей наблюдали появление бейнитной составляющей, что приводило к заметному снижению пластичности и повышению прочности стали.

В случае понижения температуры конца прокатки при реализации последеформационного ускоренного охлаждения наблюдается более заметное повышение комплекса свойств стали в сравнении с высокотемпературной деформацией. Это обусловлено как дополнительным измельчением структуры стали, так и субструктурным упрочнением феррита, наследующего в определенной степени дефекты строения аустенита.

Изоформинг.

К рассматриваемому подклассу ТМО с реализацией нормальных полиморфных превращений относится и изоформинг, когда пластическую деформацию стали осуществляют непосредственно во время перлитного превращения. Результатом такой обработки является изменение морфологии карбидной фазы от пластиночной к зернистой и создание развитой субструктуры в феррите. Причем, в результате изоформинга формируется весьма дисперсная феррито-карбидная структура с равномерным распределением мелких частиц цементита в матрице. Прочностные характеристики стали после изоформинга оказываются значительно выше таковых, например, после сфероидизирующего отжига.

Предварительная термомеханическая обработка (ПТМО.)

Представляется перспективной также представленная в этом подклассе ТМО предложенная нами предварительная термомеханическая обработка (ПТМО), предусматривающая регламентацию параметров прокатки и последующего охлаждения заготовок деталей машин, получаемых на деталях прокатных станах, либо поковок и штамповок в процессе их изготовления, целью которой является получение такой структуры стали, которая обеспечивала бы необходимые показатели обрабатываемости резанием без проведения предварительной термической обработки. Такая технология ПТМО была реализована нами применительно к производству заготовок из среднеуглеродистых сталей для изделий типа валов на стане поперечно-клиновой прокатки. Ее реализация позволяет повысить степень однородности феррито-перлитной структуры стали в заготовках переменного сечения, устранить предварительную нормализацию при обеспечении удовлетворительной механической обрабатываемости, устранить процесс правки заготовок перед их механической обработкой. Более того, такая ТМО, выполненная еще на стадии производства заготовок, в ряде случаев может обеспечить получение комплекса свойств, удовлетворяющего требованиям, предъявляемым к готовым изделиям, что позволяет исключить и операции их окончательной термической обработки.

4. ТМО БЕЗ ПОЛИМОРФНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ

Большинство видов такой термомеханической обработки применимо прежде всего к обработке стареющих сплавов. Целью ТМО в этом случае является управление процессами старения в сплаве за счет температурно-деформационного воздействия на структуру и субструктуру твердого раствора перед его распадом. Эти виды ТМО получили наибольшее распространение при обработке сплавов цветных металлов.

ВТМО сплавов, в которых не происходят полиморфные превращения.

Высокотемпературную термомеханическую обработку сплавов в которых не происходят полиморфные превращения (ВТМО-Т на рис. 1.3), осуществляют путем деформации при температурах выше температурного порога рекристаллизации с последующими закалкой на пересыщенный твердый раствор и старением (искусственным, реже - естественным). При этом режим деформации выбирают таким образом, чтобы процесс первичной рекристаллизации не завершился полностью и в твердом растворе сохранилась повышенная плотность дефектов кристаллического строения. Поэтому степень деформации обычно выбирают небольшой - 15...30 %, а температура деформации часто близка к таковой при нагреве под закалку соответствующего сплава. Такая ТМО, например, применяется при производстве проката, пресованных профилей, штамповок из деформируемых сплавов на основе алюминия. Так, по данным М.Х. Рабиновича, применение ВТМО при производстве штамповок из сплавов марок АК 6 и В 93 позволяет на 80...115 % повысить ударную вязкость по сравнению с обычной термической обработкой.

НТМО сплавов без реализации полиморфных превращений

Низкотемпературная термомеханическая обработка сплавов без реализации полиморфных превращений (НТМО-Т на рис. 1.3) нашла более широкое распространение при обработке деформируемых сплавов на основе цветных металлов вследствие прежде всего большей простоты в осуществлении процесса, а также часто - и значительно большего эффекта упрочнения. НТМО-Т выполняется обычно по следующей схеме: закалка на пересыщенный твердый раствор→холодная (теплая) пластическая деформация→старение (искусственное, реже - естественное). В ряде случаев реализуется и несколько усложненный режим такой обработки, в частности, закалка на пересыщенный твердый раствор→искусственное старение→холодная пластическая деформация→искусственное старение, либо закалка→естественное старение→холодная пластическая деформация→искусственное старение. Например, НТМО листов из алюминиевого сплава Д 16 по режиму: закалка на пересыщенный твердый раствор→холодная пластическая деформация со степенью 20 %→старение при 130°C в течение 10...20 ч. позволяет повысить временное сопротивление разрыву на 60 Н/мм², а предел текучести - на 100

Н/мм² в сравнении с традиционной термической обработкой при обеспечении удовлетворительных пластических характеристик. НТМО бериллиевой бронзы по такой же схеме при более высокой степени деформации (40...50 %) позволяет увеличить предел упругости на 30...40 %, а временное сопротивление разрыву - на 20...30 % при некотором снижении величины относительного удлинения.

Марформинг.

К ТМО без полиморфных превращений относятся и такие виды упрочняющей ДТО сталей, как обработка на деформационное старение мартенсита закаленной стали - марформинг (ДМО-1 по классификации М.Л. Бернштейна), в том числе и марформинг после ВТМО (ДМО-2), а также обработка на деформационное старение бейнита путем его теплой деформации или холодной деформации и отпуска (ДБО). В таблице 4.1 приведены данные, полученные М.Л. Бернштейном и его сотрудниками, иллюстрирующие эффективность процесса марформинга после ВТМО стали 40ХН4.

Таблица 4.1 - Свойства стали 40ХН4 после марформинга после ВТМО в зависимости от температуры окончательного отпуска

Температура отпуска, °С	σ_B , Н/мм ²	δ , %	ψ , %
100	2670 (1890)	8,1 (2,7)	24,2 (9,7)
150	2760 (2120)	9,2 (9,6)	25,0 (27,8)
200	2780 (1930)	8,2 (8,9)	25,0 (29,5)
250	2520 (1910)	9,0 (9,8)	26,2 (28,9)

Примечание: Режим обработки: ВТМО с отпуском при 100°С, 2 ч., последующая холодная пластическая деформация прокаткой со степенью 29 %, окончательный отпуск длительностью 2 ч. при различных температурах. В скобках указаны значения показателей свойств стали после обычной закалки.

Приведенные данные свидетельствуют о значительном упрочнении стали при такой ДТО при сохранении достаточной пластичности материала. Известно, что обработка на деформационное старение после закалки является одним из методов получения высокопрочного состояния стали. Применение же в качестве предварительной обработки одного из видов ВТМО позволяет повысить комплекс свойств таких высокопрочных сталей.

Механотермическая обработка.

К ТМО без полиморфных превращений относятся и различные виды механикотермической обработки (МТО на рис. 1.3), предусматривающие использование пластической деформации (холодной или теплой) для дополнительного упрочнения металлов и сплавов, чаще - для поверхностного упрочнения. Сюда можно отнести различные виды поверхностного наклепа деталей и инструментов, упрочнение при многократных изгибах при правке и другие методы деформационного упрочнения.

5. ПРОЯВЛЕНИЯ СТРУКТУРНОЙ НАСЛЕДСТВЕННОСТИ И ПЕРСПЕКТИВЫ ИХ РЕАЛИЗАЦИИ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ И ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКАХ

5.1 Проявления структурной наследственности в сплавах в процессе фазовых и структурных превращений

Структура аустенита, сформировавшаяся в процессе нагрева стали при реализации как термической, так и деформационно-термической обработок, в значительной степени определяет условия структурообразования при его распаде и, соответственно, конечные структуру и комплекс свойств сталей. Следовательно, направленное изменение структуры аустенита стали при повторном нагреве путем использования эффектов предшествующей обработки металла является одним из перспективных путей повышения качества металлопродукции.

Согласно общепринятой теории процесса аустенитизации, приведенной в любом учебнике по металловедению, при перегреве стали выше критической точки A_{c1} происходит превращение перлита в аустенит, а при нагреве в интервале температур между точками A_{c1} и A_{c3} в доэвтектоидных сталях развивается полиморфное превращение феррита в аустенит, сопровождающееся перераспределением углерода в γ -фазе, которое завершается при некотором перегреве выше точки A_{c3} . При этом по завершении процесса аустенитизации вследствие развития рекристаллизации, обусловленной фазовым наклепом γ -фазы, формируется мелкозернистая структура аустенита. Последующие нагрев либо выдержка стали в аустенитной области вызывают рост зерна аустенита, кинетика которого определяется составом стали.

Однако, существенные изменения в классические представления об этих процессах вносят результаты многочисленных исследований характера влияния исходной структуры и субструктуры стали на превращения, происходящие при нагреве. Некоторые проявления такой структурной наследственности коротко описываются ниже.

Структурная наследственность как восстановление исходного зерна аустенита при повторном нагреве.

Собственно, термин «структурная наследственность» был введен В.Д. Садовским как название именно эффекта восстановления бывшего аустенитного зерна при повторном нагреве предварительно перегретой стали, претерпевшей при охлаждении и последующем нагреве кристаллографически упорядоченное $\gamma \rightarrow \alpha \rightarrow \gamma$ - превращение. Следует отметить, что явление формирования очень крупного зерна аустенита при повторном нагреве предварительно перегретой и затем закаленной стали было обнаружено очень давно, еще Д.К. Черновым в конце XIX века. В.Д. Садовским с сотрудниками было показано, что такая структурная наследственность характерна при нагреве легированных сталей с мартенситной либо бейнитной структурой в определен-

ный интервал температур с определенной скоростью, причем, либо высокой, либо очень низкой, и может не проявляться при нагреве с промежуточными скоростями.

При нагреве такой стали с восстановленным крупным аустенитным зерном выше определенной температуры, соответствующей точке b Чернова, происходит процесс рекристаллизации аустенита, обусловленный фазовым наклепом вследствие кристаллографически упорядоченного мартенситного механизма образования аустенита. Считают, что наследственному восстановлению исходного крупного зерна аустенита препятствуют предварительная пластическая деформация, отпуск закаленной стали, развитие диффузионного превращения.

Ранее считали, что при нагреве стали со структурой, являющейся продуктом диффузионного превращения аустенита (за исключением видманштеттовых структур), восстановление бывшего аустенитного зерна невозможно, поскольку основной причиной этого явления является кристаллографически упорядоченный характер превращения. При этом исходили из того, что при диффузионном превращении как зарождение, так и рост кристаллов происходят по диффузионному механизму. Однако, как отмечала, например, С.С. Дьяченко, принципы кристаллографического соответствия в процессе аустенитизации при нагреве стали соблюдаются всегда, независимо от исходной структуры и скорости нагрева. Кроме того, в последние десятилетия превалирует представление о том, что и в случае диффузионного превращения образование зародышей аустенита происходит в результате сдвигового $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения, а рост кристаллов развивается классическим диффузионным механизмом.

В связи с этими представлениями и при нагреве стали с исходной структурой в виде продуктов диффузионного превращения можно ожидать аналогичного наблюдаемому при сдвиговых превращениях эффекта аномального (наследственного) укрупнения зерна аустенита.

Такая возможность была обоснована нами в процессе исследования доэвтектоидных сталей 35, 35Ю, 25ЮТ и ряде других марок углеродистых и низколегированных сталей с исходной феррито-перлитной структурой. Некоторые результаты таких исследований приведены на рисунке 5.1 для случая нагрева катанки диаметром 6,5 мм, прокатанной на непрерывном стане 250, патентованной катанки и холоднодеформированной проволоки, полученной волочением из этой катанки из стали 35.

Установлено, что по завершении процесса аустенитизации стали формируется весьма мелкое аустенитное зерно 5...12 мкм). Повышение температуры нагрева до 900°C вызывает лишь некоторое укрупнение зерна аустенита. Однако, нагрев до температуры 950...1000°C, в зависимости от условий предшествующей обработки, вызывает формирование очень крупного зерна аустенита. Наиболее крупным (более 340 мкм по среднему поперечнику) такое зерно в стали 35 было зафиксировано для исходного горячекатаного состояния.

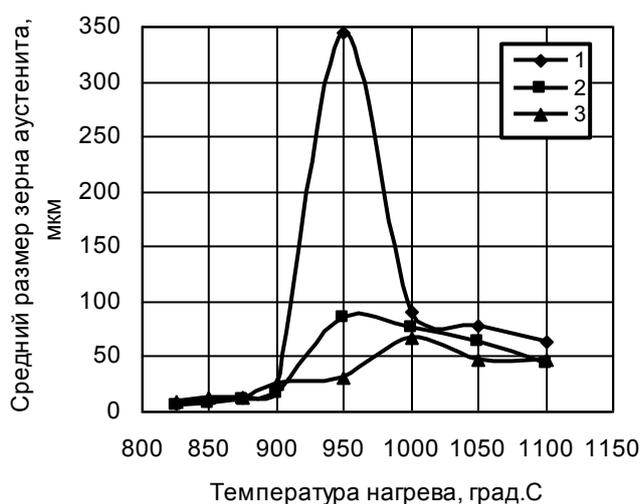


Рисунок 5.1 – Влияние температуры нагрева на средний размер зерна аустенита стали 35 при исходном горячекатаном (1), патентированном (2) и холоднодеформированном (3) состояниях; длительность выдержки при нагреве – 10 мин.

Предварительное патентирование, как и предварительная холодная пластическая деформация, приводят к получению более мелкого восстановленного аустенитного зерна. Следует отметить, что эффект пластической деформации на наследственное восстановление зерна аустенита в сталях с исходной феррито-перлитной структурой оказывается аналогичным таковому, наблюдаемому ранее для случая наследственности при сдвиговом превращении. Дальнейшее повышение температуры кратковременного нагрева приводило к измельчению зерна аустенита, хотя оно оказывалось значительно более крупным в сравнении с низкотемпературным нагревом (рисунок 5.1).

Таким образом, характер структурных изменений в аустените при нагреве сталей с исходной феррито-перлитной структурой оказывается подобным таковому в случае эффекта структурной наследственности при сдвиговом превращении. В процессе аустенитизации стали формируется мелкозернистая структура аустенита. При дальнейшем повышении температуры в определенном температурном интервале происходит наследственное восстановление исходного крупного аустенитного зерна. При более высокой температуре нагрева происходит измельчение структуры аустенита в результате процесса его рекристаллизации, развивающейся от границ восстановленного зерна. Дальнейшее повышение температуры нагрева или увеличение длительности выдержки может вызвать развитие процесса собирательной рекристаллизации аустенита и, соответственно, новое укрупнение его зерна.

Следовательно, наследственность в виде восстановления исходного крупного зерна аустенита следует рассматривать как общее явление, характерное для сталей с разным типом исходной структуры.

Результаты последующих многочисленных исследований показали, что описанное выше явление следует рассматривать лишь как один из частных случаев проявления структурной наследственности, которая представляется значительно более широким по возможным эффектам явлением. Поэтому ниже рассмотрены некоторые другие проявления структурной наследственности, способные оказать заметное влияние на конечные структуру и свойства сталей.

Влияние исходной структуры на процессы аустенитизации стали.

До настоящего времени уже выполнено большое число исследований, результаты которых свидетельствуют о том, что исходная структура стали и, следовательно, условия ее предшествующей обработки оказывают существенное влияние на процессы фазовых и структурных превращений, происходящие при нагреве.

Так, например, в работах С.С. Дьяченко с сотрудниками показано, что повышение энергии Гиббса системы при введении в нее несовершенств изменяет условия формирования зародыша новой фазы. Уменьшение концентрации дефектов кристаллического строения приводит к замедлению диффузионных процессов. Если при небольшой плотности дислокаций преимущественными местами образования зародышей новой фазы оказываются границы зерен, то при высокой их плотности зарождение на дислокациях может стать определяющим.

Скорость развития процессов аустенитизации стали возрастает в зависимости от исходной структуры в направлении зернистый перлит - грубопластинчатый перлит – мартенсит. Отпуск заваленной стали приводит к замедлению процессов аустенитизации. Повышение степени дифференцировки перлита приводит к ускорению процессов аустенитизации. Предшествующая холодная пластическая деформация приводит к снижению температуры превращения при нагреве и образованию метастабильного аустенита.

Нами при сравнительном исследовании сталей 35 и 35Ю в различном исходном состоянии (катанка, патентированная катанка, холоднодеформированная проволока) было показано, что процесс аустенитизации в горячекатаной стали полностью завершается при нагреве до 825...850°C, а в предварительно патентированной и холоднодеформированной стали – при 775...800°C.

Особенности процессов структурообразования в аустените при термической обработке стали с различной исходной структурой.

Выше было рассмотрено явление восстановления исходного крупного зерна аустенита при повторном нагреве и влияние на этот процесс предшествующей обработки. В этом подразделе мы уделим внимание и другим аспектам влияния исходной структуры стали на строение аустенита в зависимости от параметров нагрева.

При исследовании доэвтектоидных сталей нами был установлен весьма интересный и важный для практики деформационно-термической и термической обработки эффект укрупнения зерна аустенита в процессе подстуживания после высокотемпературного нагрева. Некоторые результаты исследований, иллюстрирующие этот эффект, приведены на рисунке 5.2. В этом случае образцы нагревали до 1200°C, выдерживали в течение 1 часа, подстуживали на воздухе в течение 2...5 мин. (в зависимости от требуемой температуры) и помещали в печь с заданной температурой подстуживания, в которой осу-

шествляли выдержку до выравнивания температуры по всему сечению (5...10 мин.), после чего закаливали в воде.

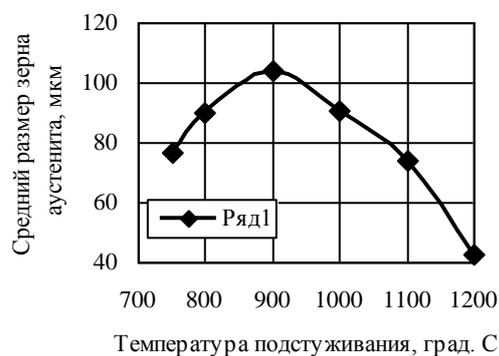


Рисунок 5.2 – Средний размер зерна аустенита стали 33ГТ в зависимости от температуры подстуживания после нагрева до 1200°C.

Приведенные данные свидетельствуют о том, что подстуживание от 1200 до 900°C и кратковременная выдержка при заданной температуре приводят к увеличению среднего размера зерна аустенита почти в 2,5 раза. При этом увеличивалась и степень разнорзернистости структуры аустенита в результате появления большого числа очень крупных зерен. При подстуживании до более низких температур зерно аустенита также оказывалось заметно крупнее в сравнении с таковым, сформировавшимся при исходном нагреве. Более того, рост зерна аустенита наблюдали и в процессе длительной выдержки при температуре подстуживания.

Структура аустенита, формирующаяся в процессе нагрева стали, зависит не только от температурно-временных параметров нагрева, но и от исходной структуры стали, обусловленной влиянием предшествующей ее обработки. Эти эффекты следует учитывать при разработке технологических режимов термической обработки соответствующих видов проката.

Так, нами установлено, что в стали 35 в случае кратковременной выдержки (15 мин) в интервале температур 860...950°C в патентованной заготовке зерно аустенита оказывается заметно мельче, чем в исходной катанке после нагрева до тех же температур. При этом наблюдали аналогичные стадии изменения структуры аустенита: формирование относительно крупного зерна при низкотемпературном нагреве, измельчение зерна в результате первичной рекристаллизации и развитие начальных стадий собирательной рекристаллизации с повышением температуры нагрева. При нагреве же холоднодеформированной проволоки в результате нагрева до 860°C формируется аустенит с весьма мелким зерном, сохраняющемся и при выдержке в течение 1 ч. Заметное укрупнение зерна аустенита наблюдали при дальнейшем повышении температуры, причем, при нагреве до 950°C его структура становится даже более грубой, чем в случае других исходных состояний стали.

Существенное влияние на структуру аустенита при термической обработке оказывает и предшествующая деформация при субкритических температурах, что было показано нами при исследовании стали 30. Так, после нагрева до 850°C с выдержкой 30 мин. и закалки в воде средний размер ис-

ходного зерна аустенита стали после предшествующей горячей прокатки составил 22,5 мкм, а после сочетания горячей и теплой (650°C, $\epsilon=30\%$) прокатки – 11,5 мкм, т.е. уменьшился в 2 раза. Более того, последующий полный отжиг при 850°C образцов, предварительно подвергавшихся как горячей, так и теплой прокатке, не устранил эффекта предшествующей обработки, проявляющегося при последующем нагреве до различных температур (рисунок 5.3).

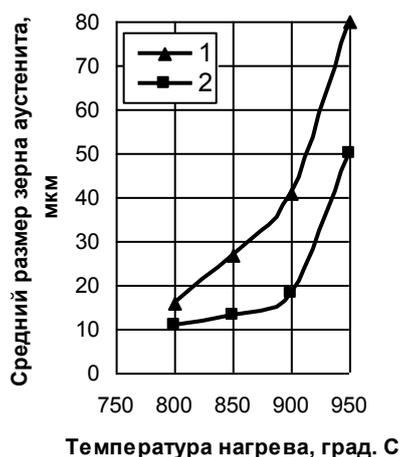


Рисунок 5.3 – Средний размер зерна аустенита стали 30 после теплой (1) и горячей (2) прокатки в зависимости от температуры последующего нагрева

Полученные данные свидетельствуют о том, что процесс рекристаллизации аустенита при нагреве стали, предварительно подвергавшейся теплой прокатке при 650°C, происходит заметно быстрее, чем в горячекатаной стали. Уже при нагреве до 850°C в стали, предварительно подвергнутой прокатке при субкритической температуре и отжигу, начинается процесс собирательной рекристаллизации. При нагреве до 900°C собирательная рекристаллизация развивается весьма интенсивно и практически завершается при 950°C. В горячекатаных же образцах процесс собирательной рекристаллизации начинается при нагреве до более высокой температуры и не завершается полностью даже при 950°C. Полученные результаты позволяют считать, что даже после предварительного отжига в стали, подвергавшейся прокатке при субкритической температуре, сохраняется повышенная плотность дислокаций. Эти дефекты, по крайней мере, частично, наследуются образующимся аустенитом, что стимулирует процесс его рекристаллизации при нагреве.

Таким образом, не только при сдвиговом, но и при диффузионном фазовом превращении могут проявляться эффекты наследственного влияния исходной структуры на аустенит конструкционной стали. Причем, структура повторно нагретой стали зависит не только от условий деформационно-термической и термической обработки, непосредственно предшествующей аустенитизации, но и от параметров предварительной горячей прокатки.

Следовательно, наследственное влияние на структуру стали можно осуществлять через несколько последовательно реализованных при нагревах и охлаждениях полиморфных превращений. Такое направление использова-

ния проявлений структурной наследственности с целью совершенствования структуры и свойств стали представляется весьма перспективным.

6.2 Влияние условий предшествующей деформационно-термической обработки на структуру и свойства конструкционных сталей в термически обработанном состоянии

Конечные структура и свойства термически обработанной стали в связи с проявлением эффектов структурной наследственности заметно изменяются под влиянием условий предшествующей деформации. Ниже приведены результаты исследования влияния горячей (ГП), при субкритических температурах (ПСТ) и холодной (ХП) пластической деформации прокаткой на структуру и свойства углеродистой стали 30 после различных видов термической обработки. Заготовки размером 25х60х500 мм после нагрева до 1050°С или 950°С прокатывали на стане «300» за 2 пропуска с суммарным обжатием 48%, после чего: а) охлаждали на воздухе без деформации (ГП), б) прокатывали после подстуживания до 650°С за 2 пропуска с суммарным обжатием 23% (ПСТ), в) прокатывали после охлаждения до комнатной температуры за 2 пропуска с суммарным обжатием 23% (ХП). Полученный прокат подвергли затем полному отжигу, нормализации, закалке с высокотемпературным (600°С, 30 мин.) отпуском. Температура аустенитизации составляла 850°С, время выдержки 15 мин. Испытания на растяжение проводили на продольных цилиндрических образцах типа 111 диаметром 6 мм (ГОСТ 1497), испытания на ударный изгиб – на поперечных образцах с острым надрезом толщиной 7,5 мм (ГОСТ 9454).

Из сопоставления механических свойств стали перед термической обработкой (таблицы 5.1 – 5.3) следует, что снижение температуры нагрева (и, соответственно, горячей пластической деформации) способствует повышению прочностных характеристик и ударной вязкости при некотором снижении показателей пластичности. Такой эффект обусловлен прежде всего измельчением структуры стали (таблица 5.4). Реализация ПСТ вслед за горячей прокаткой приводит к упрочнению стали, но снижению относительного удлинения и ударной вязкости при комнатной температуре испытаний (таблица 5.2). В то же время отрицательного влияния ПСТ на показатели относительного сужения и ударной вязкости при отрицательных температурах испытаний не наблюдали. Снижение температуры горячей прокатки, предшествующей ПСТ, способствует повышению прочностных и снижению пластических характеристик и показателей ударной вязкости при отрицательных температурах испытаний. Реализация холодной прокатки приводила к упрочнению стали при одновременном заметном снижении показателей пластичности и ударной вязкости (таблица 5.3). Однако, снижение температуры предшествующей горячей прокатки способствует повышению всего комплекса свойств стали после холодной прокатки.

Таблица 5.1 – Средние показатели механических свойств стали 30 после горячей прокатки и последующей термической обработки

Температура горячей прокатки, °С	Вид термической обработки	σ_b , Н/мм ²	σ_T , Н/мм ²	δ_5 , %	ψ , %	KCV _{+20°C} , Дж/см ²	KCV _{-40°C} , Дж/см ²
1050	Без термообработки	482	304	35,3	68,8	65	14
	Полный отжиг	464	268	30,8	62,6	71	9
	Нормализация	498	314	28,9	66,9	86	22
	Улучшение	655	554	20,0	71,0	91	38
950	Без термообработки	492	328	34,4	65,8	93	14
	Полный отжиг	473	281	30,7	61,9	78	8
	Нормализация	503	319	29,5	69,2	88	21
	Улучшение	658	569	16,6	67,2	85	33

Таблица 5.2 - Средние показатели механических свойств стали 30 после прокатки при субкритических температурах и последующей термической обработки

Температура горячей прокатки, °С	Вид термической обработки	σ_b , Н/мм ²	σ_T , Н/мм ²	δ_5 , %	ψ , %	KCV _{+20°C} , Дж/см ²	KCV _{-40°C} , Дж/см ²
1050	Без термообработки	529	381	26,7	68,8	31	20
	Полный отжиг	479	271	30,4	59,7	75	40
	Нормализация	503	317	29,6	68,4	80	54
	Улучшение	674	576	20,4	65,0	75	46
950	Без термообработки	554	428	26,3	66,2	52	13
	Полный отжиг	482	288	35,5	63,1	80	50
	Нормализация	518	327	30,4	64,2	78	31
	Улучшение	679	583	19,1	66,8	73	43

Таблица 5.3 - Средние показатели механических свойств стали 30 после холодной прокатки и последующей термической обработки

Температура горячей прокатки, °С	Вид термической обработки	σ_b , Н/мм ²	σ_T , Н/мм ²	δ_5 , %	ψ , %	KCV _{+20°C} , Дж/см ²	KCV _{-40°C} , Дж/см ²
1050	Без термообработки	687	655	10,5	55,3	9	4
	Полный отжиг	466	278	32,6	58,1	75	38
	Нормализация	510	328	28,8	67,3	74	35
	Улучшение	663	567	21,0	68,7	68	32
950	Без термообработки	700	680	11,1	52,6	11	5
	Полный отжиг	472	293	33,4	65,3	74	59
	Нормализация	502	350	28,4	68,1	85	65
	Улучшение	678	602	18,4	67,9	66	21

Таблица 5.4 – Количественные характеристики структуры стали 30 в зависимости от температуры горячей прокатки

Температура прокатки, °С	Доля феррита в структуре, %	Средний размер, мкм	
		Зерна феррита	Участков перлита
1050	68 ± 0,8	25,3 ± 0,2	38,7 ± 1,5
950	69 ± 0,5	11,4 ± 0,2	9,0 ± 0,3

В случае полного отжига стали, подвергавшейся различной предварительной ДТО, снижение температуры предшествующей ГП оказывает положительное влияние на весь комплекс свойств стали. Предварительная ПСТ способствует повышению прочностных и некоторому снижению пластических характеристик отожженной стали, в то же время заметно повышая показатели ее ударной вязкости. Предшествующая ХП, оказывая положительное влияние на ударную вязкость стали, не вызывает ее упрочнения и снижает характеристики пластичности (таблицы 5.1 – 5.3).

В случае нормализации стали, как и после отжига, наблюдали ее упрочнение и повышение показателей ударной вязкости при снижении значений относительного удлинения при снижении температуры предшествующей ГП. Однако, этот эффект оказывается ниже, чем в случае полного отжига. Предшествующие нормализации ПСТ и ХП способствуют повышению прочностных характеристик и показателей ударной вязкости стали при отрицательных температурах испытаний. Сталь, предварительно прокатанная при более высокой температуре, имела как после полного отжига, так и после нормализации более грубую структуру при всех сопоставляемых вариантах предшествующей ДТО. Реализация ПСТ и ХП после низкотемпературной горячей деформации способствовала измельчению структуры отожженной и нормализованной стали.

В случае закалки с высокотемпературным отпуском снижение температуры предшествующей ГП не приводит к повышению пластичности и ударной вязкости стали, хотя и обеспечивает эффект ее упрочнения. Предшествующие ПСТ и ХП обеспечивают упрочнение стали и повышение показателей относительного удлинения. Однако, лишь предшествующая ПСТ приводит к повышению ударной вязкости стали при отрицательных температурах испытаний (таблицы 5.1 – 5.3).

Следовательно, условия упрочнения и разупрочнения в аустените, определяемые температурными параметрами нагрева и горячей пластической деформации и оказывающие влияние на характеристики феррито-перлитной структуры стали после распада переохлажденного аустенита горячекатаного металла, дополнительные изменения в структуре и субструктуре феррита и перлита, вызванные холодной прокаткой и ПСТ, являются важными структурными факторами, оказывающими влияние на процессы фазовых и структурных превращений при последующей термической обработке в связи с проявлениями структурной наследственности. Изменяя параметры предшеству-

ющей ДТО, можно оказывать влияние на структуру и свойства сталей после термической обработки.

Влияние предшествующей деформационно-термической обработки проявляется и в случае реализации сдвиговых полиморфных превращений при охлаждении. Ниже приведены полученные нами результаты исследования влияния предшествующей ДТО на твердость после закалки из аустенитной области и межкритического интервала температур, а также средний размер исходного аустенитного зерна стали 13Г1С-У (таблица 5.5). Образцы для исследований вырезали из листов толщиной 15,4 мм, подвергнутых контролируемой прокатке (КП) с окончанием при температуре 720°С. Образцы после контролируемой прокатки (КП), а также после полного отжига (ПО) с нагревом до 900...920°С (КП + ПО) и после релаксационного отжига (РО) с нагревом до 600...620°С и выдержкой 30 мин. (КП + РО) подвергали закалке от температур 800...920°С. Исходное зерно аустенита выявляли специальным травлением после закалки от 920°С.

Таблица 5.5 – Влияние предшествующей ДТО на твердость и средний размер исходного зерна аустенита (Да) стали 13Г1С-У

Предшествующая ДТО	Твердость, НВ (Н/мм ²), в состоянии				Да, мкм
	Исходном	Закалка от 800°С	Закалка от 870°С	Закалка от 920°С	
КП	1960 ± 40	2950 ± 10	2990 ± 30	3430 ± 40	18,0 ± 0,3
КП + ПО	1870 ± 20	2670 ± 30	3210 ± 40	3540 ± 40	16,8 ± 0,5
КП + РО	1850 ± 30	2950 ± 20	3060 ± 20	3720 ± 10	15,2 ± 0,5

Из анализа приведенных результатов следует, что релаксационный отжиг после контролируемой прокатки (на практике часто называемый высоким отпуском) обеспечивает получение в результате закалки практически от всех температур наиболее высокий уровень твердости при сохранении более мелкозернистой структуры аустенита. В случае закалки непосредственно после контролируемой прокатки получали, как правило, более низкие значения твердости. Однако, несмотря на более высокое значение среднего размера исходного аустенитного зерна, такая сталь характеризовалась заметно меньшей степенью разнотерности структуры аустенита.

Приведенные выше примеры заметного влияния предшествующей деформационно-термической обработки на структуру и свойства сталей после термической обработки позволяют реализовать целый ряд видов ДТО с обработкой на структурную наследственность. Перспективность такой обработки определяется возможностью реализации ресурсосберегающих технологий и получения более высокого комплекса свойств сплавов.

6.2 ДТО с обработкой на структурную наследственность

К такому классу деформационно-термической обработки следует относить те ее виды, в которых совместное температурно-деформационное воздействие используется в целях подготовки структуры к последующей термической обработке. В этом случае реализуются эффекты структурной наследственности при ДТО. Как и в других случаях, при ДТО с обработкой на структурную наследственность могут использоваться различные механизмы полиморфных превращений (см. схему на рис. 1.2). В качестве предварительной обработки могут быть реализованы различные виды термомеханической обработки, рассмотренные ранее, а также холодная и "теплая" пластическая деформация (механико-термическая обработка).

ДТО с обработкой на структурную наследственность с использованием сдвиговых полиморфных превращений.

К ДТО с обработкой на структурную наследственность с использованием сдвиговых полиморфных превращений можно отнести упомянутые в разделе 1 при рассмотрении классификации, предложенной М.Л. Бернштейном, такие виды обработки, как:

1) наследственная термомеханическая обработка с предварительной ВТМО и высокотемпературным смягчающим отпуском и последующей упрочняющей термической обработкой (НТМУ-1);

2) наследственная термомеханическая обработка с предварительной ВТМИЗО с распадом в бейнитной области и последующей упрочняющей термической обработкой (НТМУ-2);

3) наследственная термомеханическая обработка с предварительной НТМИЗО и последующей упрочняющей термической обработкой (НТМУ-3);

4) предварительная термомеханическая обработка (ПТМО).

Основным преимуществом различных видов наследственной ДТО с предварительной ТМО с закалкой на мартенсит либо бейнит (НТМУ-1, НТМУ-2, НТМУ-3) является возможность устранения главного недостатка этих "первичных" схем обработки, а именно, невозможности механической обработки изделий из-за высокой прочности стали. При реализации указанных схем наследственной обработки создается возможность выполнения после закалки на мартенсит либо бейнит в цикле ТМО не низкотемпературного, а высокотемпературного отпуска. После такого отпуска изделия удовлетворительно обрабатываются резанием. После механической обработки уже готовые изделия упрочняют закалкой с отпуском, обычно низкотемпературным.

Возможности наследственного термомеханического упрочнения иллюстрируются примером, приведенным в таблице 3.4, из которого можно сделать сравнение свойств стали после такой НТМУ, "классической" схемы ВТМО и традиционной закалки. Как впервые было установлено М.Л. Бернштейном и его сотрудниками, эффект термомеханической обработки, выражающийся в получении повышенных прочностных характеристик стали, со-

храняется и после новой закалки (и даже двойной закалки) даже в том случае, когда окончательной термической обработке предшествовал высокотемпературный отпуск после предварительной ВТМО или НТМО.

Так, для стали 40С2Х после наследственного техмомеханического упрочнения, включающего ВТМО, последующий высокотемпературный отпуск, новую закалку и низкотемпературный отпуск (180°С, 2 часа), были получены следующие показатели механических свойств: $\sigma_b=2021$ Н/мм², $\delta=9,1\%$, $\psi=52,3\%$, КСУ=200 КДж/м². После ВТМО с аналогичным низкотемпературным отпуском эти показатели составляли соответственно $\sigma_b=2070$ Н/мм², $\delta=9,5\%$, $\psi=54,8\%$, КСУ=310 КДж/м², а после традиционной закалки с аналогичным отпуском - $\sigma_b=1942$ Н/мм², $\delta=7,7\%$, $\psi=46,0\%$, КСУ=230 КДж/м².

Такие схемы ДТО с обработкой на структурную наследственность представляются перспективными для реализации применительно к изделиям, изготавливаемым из проката и заготовок деталей машин, полученных прокаткой на деталепрокатных станах либо ковкой и штамповкой. Выбирая параметры такой обработки, можно не только управлять конечными структурой и свойствами стали, но и обеспечивать необходимые параметры обрабатываемости резанием при механической обработке заготовок.

Предварительная термомеханическая обработка сплавов основана на эффекте наследования субструктуры при полиморфных превращениях в процессе нагрева и охлаждения сплава.. В частности, нашла применение такая схема ПТМО, которая включает холодную пластическую деформацию, полигонизацию, закалку со скоростным нагревом и кратковременной выдержкой и отпуск, чаще - низкотемпературный.

Исследованиями, выполненными в ДонНТУ применительно к прокату из углеродистых и легированных сталей для изготовления изделий методами холодной высадки и холодной чистой вырубке, установлено, что путем реализации регламентированной горячей прокатки с последующим регулируемым охлаждением, обеспечивающим получение продуктов сдвигового превращения аустенита, можно управлять процессами сфероидизации цементита. Это позволяет заметно сократить длительность сфероидизирующего отжига проката при получении более однородной в микрообъемах структуры зернистого перлита.

ДТО с обработкой на структурную наследственность с использованием нормальных полиморфных превращений

К ДТО с обработкой на структурную наследственность с использованием нормальных полиморфных превращений можно отнести ряд видов предварительной термомеханической обработки (ПТМО), описанных ниже.

ПТМО проката, поковок, штамповок с деформацией стали в аустенитной области по регламентированным режимам и регулируемым последеформационным охлаждением, обеспечивающая получение структуры с заданными

ми соотношением структурных составляющих и степенью их дисперсности. Целью такой ПТМО является улучшение условий обрабатываемости резанием при механической обработке. В ряде случаев такая ПТМО обеспечивает получение уровня свойств стали, соответствующего требованиям, предъявляемым к готовым изделиям. Поэтому окончательную термическую обработку этих изделий можно и не проводить. В случае же выполнения окончательной термической обработки будет реализован "наследственный" эффект предшествующей ТМО.

Нами такая схема ПТМО была реализована применительно к производству валов переменного сечения для сельскохозяйственных машин из стали 40Х, заготовки для которых получают на деталепрокатном стане поперечно-клиновой прокатки Таганрогского комбайнового завода. В зависимости от требований валы по действовавшей технологии используют в состоянии после нормализации, которую выполняют на заготовках после прокатки на деталепрокатных станах, либо после закалки и высокого отпуска (валы с максимальным сечением до 60 мм). Во втором случае заготовки после прокатки также подвергают нормализации как предварительной термической обработке с целью обеспечения необходимых условий обрабатываемости резанием. В таблице 5.6 приведены результаты исследования влияния температуры деформации на твердость стали после прокатки на стане поперечно-клиновой прокатки. Режим №1 является традиционным режимом прокатки валов в условиях предприятия. В таблице также приведены результаты измерений после выполнения нормализации по заводской технологии после деформации по режиму №1.

Таблица 5.6 – Твердость заготовок вала из стали 40Х после прокатки на стане поперечно-клиновой прокатки по различным режимам с последеформационным охлаждением на воздухе

№ режима деформации	Температура, °С		Твердость, НВ (Н/мм ²), на участке вала сечением, мм	
	Нагрева	Конца прокатки	45 мм	55 мм
1	1070-1080	1040-1050	2280-2410	1960-2280
2	1000-1010	940-950	2070-2280	1960-2120
3	970-980	930-940	2120-2410	2070-2230
№1+ нормализация	1070-1080	1040-1050	1960-2170	1960-2280

Снижение температуры нагрева под прокатку и температуры окончания деформации способствуют получению более равномерной твердости по длине заготовки валов переменного сечения. Это обусловлено существенным изменением характеристик структуры стали (таблица 5.7).

Таблица 5.7 – Средний размер зерна феррита (Дф) и участков перлита (Дп) стали 40Х в зависимости от параметров обработки (таблица 5.6)

№ режима деформации	Дф, мкм, в зоне вала		Дп, мкм, в зоне вала	
	Приповерхностная	Центр сечения	Приповерхностная	Центр сечения
1	9,5 ± 1,0	15,2 ± 0,7	47,1 ± 3,0	50,7 ± 2,0
2	4,7 ± 0,5	6,3 ± 0,3	35,4 ± 1,8	36,1 ± 2,0
3	7,3 ± 0,4	9,9 ± 0,5	29,2 ± 2,0	29,4 ± 1,5
№1+нормализация	6,5 ± 0,6	4,9 ± 0,6	43,0 ± 2,5	46,0 ± 3,0

После всех режимов обработки формируется структура перлито-ферритного типа с заметным преобладанием в ней перлитной составляющей. Снижение температуры окончания прокатки способствовало измельчению участков перлита не только в сравнении с существующим режимом деформации, но и в сравнении с нормализованным состоянием, обеспечивало повышение степени однородности структуры по длине и сечению заготовки вала (таблица 5.7). При этом прокатка по регламентированным режимам, обеспечивая получение более предпочтительной с точки зрения обрабатываемости резанием и конечных свойств изделий структуры, позволяет отказаться от выполнения нормализации в качестве предварительной (а для валов меньшего сечения – и окончательной) термической обработки. В случае же выполнения окончательной термической обработки, включающей закалку и высокотемпературный отпуск, предшествующая деформация по регламентированным режимам обеспечит реализацию эффекта дополнительного наследственного упрочнения стали. Так, при производстве валов сечением до 60 мм заводской режим отпуска после закалки (560...600°С) не позволил снизить твердость стали до регламентируемого требованиями уровня. Для устранения эффекта дополнительного упрочнения, вызванного наследственным влиянием предшествующей ДТО, потребовалось повышение температуры отпуска закаленной стали до 660...690°С.

ПТМО среднеуглеродистых и высокоуглеродистых сталей (в том числе и низколегированных) с завершением прокатки в нижней части аустенитной области и последеформационным охлаждением на воздухе может быть использована для подготовки структуры сталей к сфероидизирующему отжигу. Ее реализация позволяет сократить длительность сфероидизирующего отжига, выполняемого по циклическому режиму, повысить степень сфероидизации карбидной фазы и однородность структуры в микрообъемах.

ПТМО, предусматривающая после горячей пластической деформации осуществление дополнительной деформации двухфазной (феррит + цементит) системы в субкритическом интервале температур. По отношению к ферриту такая обработка является термомеханической, поскольку вызывает в нем процессы полигонизации и частичной рекристаллизации; по отношению

к карбидной фазе ее следует считать механико-термической, вызывающей деление и ускоренную (динамическую) сфероидизацию частиц. Последующая кратковременная выдержка при субкритических температурах позволяет обеспечить быстрое завершение процессов сфероидизации карбидов с получением в доэвтектоидной стали однородной структуры зернистого перлита с меньшей в сравнении с изоформингом степенью дисперсности цементита. При выполнении последующей термической обработки будет реализован эффект предшествующей ТМО.

ДТО с обработкой на структурную наследственность с использованием как сдвиговых, так и нормальных полиморфные превращения

К такой ДТО следует относить такие ее виды, когда на стадиях предшествующей ТМО и завершающей термической обработки могут реализовываться разные по механизмам полиморфные превращения. Например, одному из видов отжига предшествует один из видов ТМО с использованием сдвигового полиморфного превращения, либо, наоборот, закалке на мартенсит или бейнит предшествует ТМО с использованием нормальных полиморфных превращений. Первый вид такой ДТО используют, как правило, в качестве предварительной обработки, обеспечивающей необходимые условия обрабатываемости на различных стадиях передела полуфабриката в готовые изделия. Второй вид такой ДТО, разделенный по стадиям во времени, например, механической обработкой, используют для повышения конечного комплекса свойств стали после окончательной обработки с одновременным обеспечением удовлетворительной обрабатываемости при изготовлении изделий.

В частности, нами такой вид ДТО был реализован с целью улучшения обрабатываемости резанием поковок и штамповок из наследственно-мелкозернистых цементуемых сталей. Обычно такие заготовки перед механической обработкой подвергают нормализации с нагревом значительно выше критической точки A_{c3} (обычно до $970...980^{\circ}C$) с целью огрубления структуры стали. Однако, такой нагрев в большинстве случаев не позволяет получить достаточно крупнозернистую структуру, обеспечивающую охрупчивание стали и улучшение условий ее механической обработки на различных операциях. Это вызывает появление различных дефектов механической обработки и даже поломку инструмента, например, протяжек.

После реализации регламентированнойковки заготовок и их последовательного охлаждения со скоростью, обеспечивающей получение структуры бейнитного типа, последующая нормализация с нагревом до значительно более низких в сравнении с указанными температур позволила обеспечить удовлетворительные условия обрабатываемости резанием, устранить случаи выхода из строя инструмента по причине поломки из-за повышенной вязкости металла, устранить связанные с этим дефекты обработки.

6. ХИМИКО-ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

При реализации химико-термомеханической обработки (ХТМО) повышенная плотность дефектов атомно-кристаллического строения может быть использована для достижения следующих целей:

- расширения глубины диффузионной зоны за счет интенсифицирующего влияния горячей пластической деформации на процессы диффузии (массопереноса) атомов насыщающего компонента, образующих твердые растворы внедрения;

- управления процессами структурообразования в сплаве в процессе охлаждения, по аналогии с методами термомеханической обработки с реализацией различных механизмов полиморфного превращения в зависимости от требований к изделию.

Исследования в этом направлении нами были проведены применительно к получению деформированных стальных изделий с цементованным поверхностным слоем. При этом горячей пластической деформации по регламентированным режимам подвергали заготовки с предварительно цементованной поверхностью. Результаты исследований, выполненных на ряде марок сталей при изменении параметров горячей пластической деформации прокаткой и ковкой в весьма широких пределах, позволяют считать, что массоперенос углерода в стали весьма заметно ускоряется под воздействием повышения степени деформации при всех исследованных температурных режимах такой ДТО. Данные, приведенные в таблице 6.1, достаточно убедительно иллюстрируют обсуждаемый эффект интенсификации процессов массопереноса углерода в стали при горячей деформации. В данном случае образцы из стали Ст 3 сп, подвергавшиеся предварительной цементации, прокатывали после нагрева до 1200 °С за один пропуск в полосу разной толщины. Относительную глубину цементованного слоя определяли как отношение его действительной глубины к половине толщины проката и выражали в процентах.

Таблица 6.1 - Влияние степени деформации на относительную глубину цементованного слоя в стали Ст 3 пс

Степень деформации, %	0	20	60	70	85
Относительная глубина слоя, %	2,7	3,8	5,2	6,3	7,5

Установлено, что относительная глубина диффузионной зоны увеличивается с повышением степени деформации при всех исследованных температурах прокатки либоковки (1200...750 °С). В то же время влияние температуры деформации оказывается более сложным. Так, при степенях деформации до 45 % глубина диффузионной зоны может уменьшаться с понижением температуры прокатки до 800...900 °С. После прокатки с более высокими

степенями обжата наблюдается тенденция к увеличению общей глубины диффузионной зоны с понижением температуры. Так, при деформации со степенью обжата около 60 % общая глубина диффузионной зоны с понижением температуры прокатки от 1200 до 800 °С увеличилась от 1,5 до 2 мм при увеличении ее относительной глубины на 15 %. В случае деформации со степенями обжата около 70 % глубина цементованного слоя при аналогичном снижении температуры прокатки увеличилась с 1,8 до 2,4 мм при относительном ее росте на 18 %.

Интенсифицирующее воздействие горячей пластической деформации на процессы массопереноса углерода в сталях было подтверждено при реализации различных методов предварительного нанесения высокоуглеродистого слоя и разных схем деформации. Кроме того, нами экспериментально был установлен и эффект интенсификации процесса обезуглероживания стали при горячей пластической деформации.

Таким образом, можно считать, что эффект интенсификации процессов массопереноса углерода в стали под воздействием горячей пластической деформации экспериментально был подтвержден достаточно убедительно. Причем, степень этого интенсифицирующего воздействия в решающей мере определяется параметрами деформации: это влияние усиливается как с увеличением степени деформации, так и с понижением температуры прокатки при относительно больших обжатах.

Причины подобного влияния горячей деформации на массоперенос углерода в стали могут быть различными. Руофф считает, что основной вклад в ускорение диффузии вносит так называемая "механическая диффузия", т.е. захват атомов диффундирующего вещества пачками скольжения и перемещение их примерно на глубину, равную смещению пачек скольжения. Этот вывод делается на основании линейной зависимости коэффициента диффузии от скорости деформации. В наших опытах ускорение массопереноса под воздействием горячей деформации было более значительным, что особенно заметно при больших обжатах. Поэтому можно считать, что основной вклад в интенсификацию процессов массопереноса углерода должны вносить дефекты атомно-кристаллического строения.

Как известно, при повышении степени деформации возрастает дефектность стали, что ведет к интенсификации процессов рекристаллизации, а также полигонизации и возврата, связанных с перемещением дислокаций. Это увеличивает вклад в общий поток углерода таких механизмов, как зернограничная диффузия (при измельчении зерна аустенита), диффузия по дислокационным трубкам (при развитой субструктуре в аустените и высокой степени его дефектности), захват атомов углерода движущимися дислокациями и вакансиями и перемещение вместе с ними (при интенсивном перемещении дислокаций и других дефектов).

Представляется перспективным использование эффекта интенсификации массопереноса углерода под воздействием горячей пластической деформации при производстве изделий с заданным составом поверхности. Для это-

го перед деформацией, либо на начальной ее стадии необходимо обеспечить насыщение поверхности раската на требуемую исходную глубину, а в результате последующей горячей пластической деформации получить изделие с насыщенным поверхностным слоем необходимой толщины. Это позволит устранить последующую химико-термическую обработку изделий, существенно сократить время и затраты на ХТО. Кроме того, управляя структурой и субструктурой аустенита путем регламентации параметров горячей пластической деформации, а также реализуя необходимую скорость последеформационного охлаждения, по аналогии с рассмотренными выше методами термомеханической обработки, можно получать необходимые структуру и комплекс свойств в приповерхностных и срединных зонах изделия. При этом, в зависимости от требований к изделиям, можно реализовать ХТМО с использованием сдвиговых, нормальных и "комбинированных" полиморфных превращений.

Такая ХТМО может быть реализована для изделий, форма которых непосредственно после горячей деформации достаточно близка к форме готового изделия (например, детали типа осей), когда не потребуется реализация сложной механической обработки, которая способна удалить диффузионный слой на значительную глубину.

Представляется перспективным использование ХТМО для устранения обезуглероженного слоя на поверхности стального проката ответственного назначения. Такая обработка называется реставрационным науглероживанием и заключается в диффузионном восстановлении концентрации углерода в обезуглероженном слое до марочного состава путем длительной химико-термической обработки готового проката. Реализация же предложенного метода ХТМО позволит существенно сократить затраты и повысить качество проката ответственного назначения. Основную сложность в реализации такой "реставрационной" ХТМО является быстрое получение исходного высокоуглеродистого слоя на поверхности заготовки.

Можно полагать, что возможности химико-термомеханической обработки не будут в дальнейшем исчерпываться лишь процессами получения изделий с заданной концентрацией углерода в их приповерхностных слоях. Представляется перспективным расширение исследований в направлении реализации такой обработки при насыщении поверхности изделий из различных металлических сплавов не только элементами, образующими твердые растворы внедрения, но и другими металлами.

7. ПОЛУЧЕНИЕ ОРИЕНТИРОВАННЫХ СТРУКТУР И КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Такая деформационно-термическая обработка может рассматриваться как комплексная, предусматривающая получение материала, представляющего собой композицию из разных по составу и свойствам компонентов, причем, структура и свойства этих составляющих будут изменяться под воздействием деформационно-термической обработки по заданной схеме. В зависимости от состава композиции и требуемого комплекса свойств при реализации таких видов ДТО могут использоваться как сдвиговые, так и нормальные полиморфные превращения, а также их сочетание в отношении различных компонентов такого композиционного материала. Возможны и случаи реализации для таких материалов и ДТО без полиморфных превращений. Такая ДТО приемлема по отношению не только к естественным, но и к искусственным композиционным материалам.

Известно множество способов и технологических приемов производства композиционных материалов с использованием пластической деформации. При этом сформированная тем или иным способом заготовка, состоящая из двух или нескольких различающихся по химическому составу компонентов, благодаря пластической деформации, приобретает заданную структуру - пластинчатую, волокнистую, коаксиальную, с поверхностным покрытием и др.

Для изготовления композиции зачастую нет необходимости применять компоненты в том виде, который они должны иметь в конечном продукте. Необходимые размеры и форму, а иногда и химический состав компоненты композиции приобретают в результате деформирования, которое в сочетании с термическим воздействием обеспечивает не только требуемые свойства, но и монолитность композиции. Такие исследования применительно к стальным композициям достаточно широко проводились в Донецком национальном техническом университете (А.А. Баранов, В.В. Пашинский и др.)

Композиции в зависимости от геометрии и соотношения компонентов могут быть разделены на ряд групп:

1. Композиции с локальным армированием, имеющие одностороннее покрытие другим материалом, например, биметаллы, листы из низкоуглеродистой стали с покрытием из стали с особыми химическими, физическими либо эксплуатационными свойствами, антифрикционные биметаллы и др.

2. Композиции с поверхностным армированием содержат сердцевину, защищенную другим материалом со всех сторон, например, сталь с покрытием из другой стали (коррозионностойкой и т.д.), цветным сплавом и др.

3. Композиции с межзеренным армированием (твердые сплавы и др.);

4. Композиции с объемным армированием, в которых упрочняющая фаза в виде многочисленных частиц распределена в матрице.

5. Композиции, армированные волокнами (например, нитевидными кристаллами) либо специальными вставками из другого материала (например, вставками высокопрочной стали в стали с низкой прочностью и высокой пластичностью и т.д.)

6. Слоистые композиции, характеризующиеся чередующимися слоями (не менее 3) двух или нескольких металлических материалов. Свойства материала этих слоев могут различаться весьма сильно.

По сути дела, к любому из перечисленных выше типов композиционных материалов применим тот или иной вид деформационно-термической обработки, прежде всего, разные виды ТМО, рассмотренных ранее, для направленного управления структурой и свойствами и обеспечения более полного использования потенциальных возможностей такого материала.

8. ПЕРСПЕКТИВЫ РАЗВИТИЯ И ВНЕДРЕНИЯ НЕКОТОРЫХ ДРУГИХ ПРОЦЕССОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ И ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ИЗДЕЛИЙ В МАШИНОСТРОЕНИИ И МЕТАЛЛУРГИИ

8.1. Локальное упрочнение рабочей поверхности деталей и инструмента

Методы локальной термической обработки изделий, ввиду достаточно высокой их эффективности как в плане обеспечения необходимых эксплуатационных свойств изделий, так и зачастую ввиду экономической целесообразности находят все более широкое применение в металлургии и машиностроении.

Под локальной термической обработкой понимают обработку лишь определенной части детали или инструмента с целью придания материалу в этой зоне структуры и свойств, отличающихся от таковых в других частях изделия. При этом в общем случае могут выполнять как упрочняющую, так и разупрочняющую локальную термическую обработку, в зависимости от требований, предъявляемых к изделию. Примером разупрочняющей локальной термической обработки может служить дополнительный отпуск хвостовой части режущих инструментов, например, сверл, с целью обеспечения их надежного закрепления в патроне станка. Конечно же, упрочняющая локальная термическая обработка применяется значительно чаще.

Основными преимуществами локальной термической обработки являются следующие:

- возможность обработки лишь отдельных частей детали или инструмента, от которых требуются свойства, отличающиеся от таковых в других частях изделия (например, шейки валов, роликов, валков, зубья шестерен и зубчатых колес и др.);
- возможность реализации поверхностной упрочняющей термической обработки изделий, например, рабочей поверхности прокатных валков, в частности, калибров сортопрокатных станов, поверхности направляющих, различных колес и т.д.;
- сокращение энергетических затрат на обработку в сравнении с реализацией объемной термической обработкой;
- возможность в ряде случаев обеспечить более высокий в сравнении с объемной термической обработкой уровень механических и эксплуатационных свойств материала изделия.

Локальная термическая обработка может осуществляться в ряде случаев и с использованием традиционного нагрева изделий в электрических или топливных печах. Однако, чаще всего такая обработка осуществляется с применением индукционного нагрева или нагрева высококонцентрированными источниками энергии, прежде всего, такими, как низкотемпературная плазма и луч лазера. В ряде случаев в этих целях осуществляют электроис-

ктовую обработку, обработку электродуговым разрядом, контактный электронагрев и ряд других методов.

Безусловно, реализация таких методов обработки характеризуется и рядом проблем и трудностей. Так, реализация этих методов требует применения специального оборудования, характеризующегося достаточно высокой стоимостью и зачастую невысоким коэффициентом полезного действия. Существует опасность локального перегрева поверхности и, соответственно, ухудшения качества обработки. Возникают проблемы с обеспечением постоянной глубины упрочненного слоя при обработке высококонцентрированными источниками энергии.

Традиционными объектами реализации такой обработки являются различные детали машин. Однако, и многие изделия в металлургии, в частности, в прокатном производстве, подвергаются локальному упрочнению с целью повышения их эксплуатационной стойкости. Так, преобладающей технологией окончательной обработки рабочих и опорных валков листопркатных станов является поверхностное упрочнение их рабочей поверхности на глубину 30...50 мм с использованием индукционного нагрева, либо в ряде случаев – нагрева газовым пламенем в специальных нагревательных устройствах с последующим охлаждением в устройствах спрейерного типа и отпуском, чаще всего, низкотемпературным. Эффективным методом повышения эксплуатационной стойкости валков сортопркатных станов является локальное упрочнение рабочей поверхности калибров с помощью плазмотронов, позволяющих управлять направлением и размерами струи низкотемпературной плазмы с целью обеспечения необходимой локализации обработки. Применение же для этих целей лазерных установок позволяет не только упрочнить поверхность валков, но и увеличить степень ее шероховатости, что может улучшить условия захвата металла валками в процессе прокатки.

К методам локального упрочнения следует относить и рассматриваемые ранее способы поверхностной деформационно-термической обработки, например, путем обкатки роликами поверхности изделий в холодном или горячем состоянии с последующей необходимой термической обработкой. В отношении пружин и рессор эффективным является дробеструйный наклеп поверхности изделия после его термической обработки, обеспечивающий повышение не только поверхностной твердости, но и сопротивление циклической усталости.

Литература:

1. Проблемы совмещения горячей деформации и термической обработки стали / А.А. Баранов, А.А. Минаев, А.Л. Геллер, В.П. Горбатенко. – М.: Metallurgy, 1985.
2. Бернштейн М.Л., Займовский В.И., Капуткина Л.М. Термомеханическая обработка стали.-М.: Metallurgy, 1983.
3. Бернштейн М.Л. Структура деформированного металла.- М.: Metallurgy, 1977.
4. Контролируемая прокатка / В.И. Погоржельский, Д.А. Литвиненко, Ю.И. Матросов, А.В. Иваницкий.- М.: Metallurgy, 1979.
5. Матросов Ю.И., Литвиненко Д.А., Голованенко С.А. Сталь для магистральных газопроводов.- М.: Metallurgy, 1989.
6. Контролируемая прокатка сортовой стали / В.И. Погоржельский, А.А. Минаев, В.А. Захаров, В.П. Горбатенко и др. // Обзорная информация / Ин-т «Черметинформация».- 1981.- 33 с.
7. Узлов И.Г., Савенков В.Я., Поляков С.Н. Термическая обработка проката.- К.: Техніка, 1981.
8. Управляемое термическое упрочнение проката / И.Г. Узлов, В.В. Парусов, Р.В. Гвоздев и др. – К.: Техніка, 1989.
9. Горелик С.С. Рекристаллизация металлов и сплавов.- М.: Metallurgy, 1978.
10. Новиков И.И. Теория термической обработки.- М.: Metallurgy, 1986.
11. Колачев Б.А., Елагин В.И., Ливанов В.И. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов: Учебник для вузов.- 4-е изд.- М.: МИСИС, 2005; разделы 1 (1.7, 1.5, 1.6, 1.11), 5 (5.7 – 5.11).
12. Колачев Б.А., Габибулин Р.М., Пигузов Ю.В. Технология термической обработки цветных сплавов.- М.: Metallurgy, 1980; главы 11 (разделы 9, 5-8), 1V (разделы 7-8), V (разделы 11, 8-10).
13. Термическое упрочнение проката / К.Ф. Стародубов, И.Г. Узлов, В.Я. Савенков и др. – М.: Metallurgy, 1970.
14. Шаврин О.И. Технология и оборудование термомеханической обработки деталей машин.- М.: Машиностроение, 1983.
15. Бернштейн М.Л. Термомеханическая обработка металлов и сплавов: в 2-х т. – М.: Metallurgy, 1968.