

ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ АВТОНОМНОЕ ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ УЧРЕЖДЕНИЕ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
**«БЕЛГОРОДСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ НАЦИОНАЛЬНЫЙ
ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ»**
(Н И У « Б е л Г У »)

ИНСТИТУТ ИНЖЕНЕРНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ И ЕСТЕСТВЕННЫХ НАУК

КАФЕДРА МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ И НАНОТЕХНОЛОГИЙ

**ИССЛЕДОВАНИЕ ЭВОЛЮЦИИ СТРУКТУРЫ
СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ В ХОДЕ ТЕПЛОЙ
РОТАЦИОННОЙ КОВКИ И ЕЕ ВЛИЯНИЕ НА
МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА**

Выпускная квалификационная работа бакалавра

очной формы обучения

направления подготовки 22.03.01 Материаловедение и технологии материалов

4курса группы 07001212

Жолобовой Ольги Андреевны

Научный руководитель
д. т. н., проф. Салищев Г.А.

БЕЛГОРОД, 2016

Оглавление

Введение.....	4
Глава 1. Литературный обзор.....	6
1.1 Основные методы пластической деформации для получения УМЗ структуры в металлических материалах.....	6
1.2 Эволюция структуры стали в процессе пластической деформации.....	9
1.3 Особенности механизма деформации стали в условиях теплой обработки давлением.....	12
1.4 Особенности микроструктуры и механических свойств металлических материалов, полученных методом ротационной ковки.....	14
1.5 Механические свойства углеродистых сталей в области хрупко-вязкого перехода.....	16
1.5.1 Хладостойкие стали.....	16
1.5.2 Хрупкое и вязкое разрушение.....	27
1.6 Особенности строения изломов углеродистых сталей после испытания в области хрупко-вязкого перехода.....	30
1.7 Постановка задачи.....	33
Глава 2. Материал и методики исследований	34
2.1 Материал исследования.....	34
2.2 Методика деформирования образцов	34
2.3 Методика электронно-микроскопических исследований.....	37
2.4 Методика проведения механических испытаний	38
2.5 Методика проведения фрактографического анализа.....	39
Глава 3. Результаты исследований	34
3.1 Эволюция микроструктуры стали 38ХА в ходе теплой ротационной ковки.....	39
3.2 Исследование влияния температуры испытания в области ХВП на механические свойства среднеуглеродистой стали 38ХА.....	45

3.3 Исследование особенностей строения изломов деформированных образцов стали 38 ХА в области ХВП.....	52
Выводы	55
Список используемой литературы	56

Введение

Многие элементы современных машин и аппаратов работают в условиях умеренного (до -70°C) охлаждения. Применяемые для их изготовления конструкционные материалы должны обеспечивать надежную работу аппаратов, машин и механизмов в заданных температурных условиях.

Среди различных способов повышения прочности металлов только измельчение зерна повышает не только прочностные, но и вязкие характеристик. В качестве основного способа получения объемных ультрамелкозернистых материалов в последние десятилетия рассматривается большая пластическая деформация. Основными методами такой деформации металлов являются равноканальное угловое прессование, кручение под высоким давлением, мультиосевая ковка, прокатка и ротационная ковка.

Одним из эффективных видов обработки, применяемых в автомобильной промышленности для изготовления полуфабрикатов для таких деталей как карданный вал, амортизатор, пуансон, является ротационная ковка. Этому способствуют малые обжатия в ходековки и присутствие в схеме нагружения гидростатической компоненты напряжения. Вследствие локальности деформирования на порядок снижается технологическое усилие, что обеспечивает значительное снижение металлоемкости оборудования и повышение стойкости инструмента. Радиальное обжатие обеспечивает возможность формоизменения материалов без разрушения до значительных степеней деформаций при высокой точности полученных изделий, сводя до минимума последующую обработку резанием.

Таким образом, исследование влияния температуры и степени деформации при ротационной ковке на структуру и свойства среднеуглеродистой стали является актуальным. Повышение свойств среднеуглеродистых сталей представляет практический интерес, так как благодаря их термомеханической обработке появляется возможность замены

дорогостоящих высоколегированных сталей для изготовления деталей машин, эксплуатируемых при пониженных температурах.

Глава 1. Литературный обзор

1.1 Основные методы пластической деформации для получения УМЗ структуры в металлических материалах

Классификация микроструктур зависит от средних размеров зерен, при этом структуры с размерами зерен менее 1 мкм называются ультрамелкозернистыми (УМЗ), а с размерами менее 0,1 мкм нанокристаллическими. Дополнительно классифицируют мелкозернистые структуры по степени их анизотропности: одномерные (многослойные или ламельные структуры); двумерные (иглообразные или волокнистые структуры) и трехмерные (равноосные поликристаллы).

В настоящее время известно много способов получения мелкозернистых структур. Их можно разбить на следующие группы:

1) Неравновесная кристаллизация материалов из расплава (сверхбыстрая закалка из лент, плазменное распыление, испарение и конденсация материала в инертной среде, электровзрыв проводников и т.д.).

2) Обработка, включающая в себя различные виды большой пластической деформации с динамической рекристаллизацией или с последующей статической.

3) Методы химического синтеза, например, получение многокомпонентных ультрадисперсных порошков гетерофазным взаимодействием в щелочных растворах.

Обработка, включающая в себя большую пластическую деформацию, является наиболее распространенным и эффективным методом изменения структуры металлов. Она основана на создании особых условий деформирования, которые без разрушения материала позволяют достигать высоких степеней деформации. В условиях деформации при низких и умеренных температурах ($T_d < 0.3-0.5 T_{пл}$) дислокационная структура эволюционирует определенно и проходит от хаотичного распределения

отдельных дислокаций до организации их в неразориентированные структуры: клубковые и сетчатые, и разориентированные: полосовые и фрагментированные.[16] Если неразориентированные субструктуры образуются в результате увеличения плотности и взаимодействия отдельных дислокаций, то образование разориентированных субструктур связано с движением дислокационных ансамблей, с осуществлением ротационных мод, с развитием активных поворотов и общей турбулентности и описывается в терминах теории дисклинаций [1].

Формирование разных дислокационных субструктур в условиях развитой пластической деформации с высокой степенью в дефектной структуре материала, последовательно происходит: хаотическое распределение дислокаций, скопления, однородная сетчатая субструктура, дислокационные клубки, неразориентированные ячейки, ячеисто-сетчатая, ячеистая с разориентировкой, ячеисто-сетчатая дислокационная структура с плавными разориентировками, полосовая субструктура, субструктура с многомерными дискретными и плавными разориентировками, фрагментированная субструктура. Пластическая деформация успешно применяется для получения УМЗ структуры в стали с целью повышения ее прочностных свойств и вязкости, в том числе при пониженных температурах. Рассмотрим подробнее основные методы большой пластической деформации, их недостатки и характеристику получаемых с их помощью структур.

Суть метода равноканального углового прессования заключается в многократном продавливании массивной заготовки в специальной оснастке через два пересекающихся канала с одинаковым поперечным сечением, на плоскости пересечения которых сосредоточена однородная деформация простого сдвига высокой интенсивности.

Многократное повторение цикла обработки дает в заданном исходном сечении большую степень деформации. Этот процесс достигает

установившейся стадии через 8-10 проходов, что обеспечивает однородную деформацию по всему объему образца.

Использование такого метода для стали, как правило, ограничивается малоуглеродистыми сталями, т.к. необходимо значительно более высокие нагрузки для обработки средне- и высокоуглеродистых сталей.

Ротационная ковка представляет собой специальный процесс редуцирования при помощи силового воздействия быстровращающихся бойков, которые последовательно наносят по обрабатываемой заготовке повторяющиеся, равномерно распределенные удары (рис. 1.2). При контакте с роликами вращающиеся ползунки с кулачками смыкают бойки вместе. Бойки деформируют заготовку точно по требуемой форме, на заданный размер, пульсируя со скоростью порядка нескольких тысяч раз в минуту. При этом удары наносятся бойками с некоторыми перекрытием, благодаря чему получается гладкая поверхность изделия. Основным преимуществом такого метода обработки является экономичность при изготовлении изделий средними и крупными сериями, т.к. первоначальные затраты намного меньше по сравнению с другими методами, и кроме этого эксплуатационные расходы, расходы на инструмент, рабочую силу и материал более низкие.

Подводя итог, следует отметить необходимость более точной оценки УМЗ микроструктуры, получаемой различными методами БПД: нужно учитывать не только средний размер зерна, но и долю большеугловых границ, которая зависит от способа измельчения структуры. Формирование же УМЗ структуры в среднеуглеродистых малолегированных сталях ведет к повышению их механических свойств, при использовании большого количества методов большой пластической деформации. В этом случае важную роль в повышении механических характеристик играют дисперсно

распределенные наноразмерные карбиды, которые вносят свой вклад в упрочнение без потери пластичности и вязкости. Равномерно распределенные равноосные карбиды эффективны для повышения прочности стали и могут улучшить вязкие характеристики.

1.2 Эволюция структуры стали в процессе пластической деформации

При пластической деформации происходит увеличение плотности дислокаций. От температуры деформирования зависит характер дислокационной структуры, так как она определяет особенности перестройки дислокаций.

Деформационное упрочнение является главным критерием пластической деформации при отрицательных температурах.

В процессе холодной прокатки низкоуглеродистой стали образование ячеистой субструктуры начинается уже при деформации на степень 4-6%, а заканчивается при 20%. При этом границы ячеек тонкие, а дальнейшее увеличение деформации (40-50%) ведет к их утолщению. При деформации более 50% наблюдается интенсивное упрочнение, так как ширина субграниц резко увеличивается, а размеры ячеек уменьшаются.

Холодная пластическая деформация среднеуглеродистой феррито-перлитной стали начинается с появления полос скольжения или двойников в избыточном феррите (если деформация идет при отрицательных температурах). Перлитные зерна являются препятствиями на пути движения дислокаций и двойников в начале деформации, а полосы скольжения и двойники в избыточном феррите могут взаимодействовать друг с другом, с границами ферритных зерен и границами феррита с перлитом. Плотность дислокаций возрастает (до 25%) с развитием деформации, поэтому образуется ячеистая структура. Степень упрочнения феррита и перлита на этой стадии примерно одинакова. Увеличение степени деформации способствует более быстрому упрочнению перлита.

Ограниченное развитие деформации в феррите приводит к образованию скопления дислокаций у поверхности раздела феррита и цементита. Это говорит о барьерном эффекте межфазных границ и зарождении дислокаций поверхностями раздела. В случае близкой ориентировки цементитных пластин в соседних перлитных зернах идет последовательная передача скольжения от зерна к зерну. При этом благоприятно ориентированные цементитные пластины удлиняются, и в них увеличивается плотность дислокаций, а неблагоприятно ориентированные пластины изгибаются и разрушаются срезом, в обломках формируются дислокационные клубки, которые превращаются в стенки ячеек с увеличением степени деформации.

При холодной деформации перлит деформируется одинаково в высокоуглеродистой и среднеуглеродистой, а вторичный цементит на границах зерен разрушается уже после обжатий на 0,5-2%. Поэтому, при необходимости холодной деформации сталей этого класса сначала проводят сфероидизирующий отжиг. В стали со структурой зернистого перлита частицы цементита препятствуют движению дислокаций в феррите. Это приводит к повышению напряжения, что необходимо для их продвижения.

Деформирование стали в горячем состоянии сопровождается двумя важными процессами: упрочнением, которое вызывает увеличение плотности дислокаций, и разупрочнением из-за перестройки дислокаций. Сначала развиваются процессы внутризеренного скольжения, двойникования и межзеренного проскальзывания, действие которых проявляется в волнообразном характере границ зерен и приводит к увеличению плотности дислокаций до 10^{10}см^{-2} . Происходит формирование ячеистой структуры, что характерной для динамического упрочнения. Вместе с этим в стали развивается и динамическое разупрочнение, которое является следствием термически активируемых процессов переползания и аннигиляции дислокаций. Оно может проходить путем динамической полигонизации или динамической рекристаллизации.

При малых степенях деформации $\varepsilon < 10\%$ в стали развивается динамическая полигонизация - дислокации распределены в плоскостях скольжения хаотически, а динамическое разупрочнение проходит путем образования дислокационных стенок и субграниц. В результате образующихся субграниц, структура характеризуется высокой степенью упорядоченности распределения дислокаций и устойчивостью при термическом воздействии. При увеличении степени деформации до 20-35% неоднородное скопление дислокаций приводит к появлению микрообъемов с различной плотностью дислокаций, что может стать зародышами первичной рекристаллизации. Субзерна при данной степени деформации растут за счет миграции границ или их отдельных участков. Степень деформации, которая необходима для начала рекристаллизации зависит от температуры. Чем она выше, тем меньше требуется степень для появления зародышей. Дальнейший рост степени деформации (до 30-50%) приводит к образованию развитой ячеистой субструктуры, накоплению дислокаций и увеличению разориентировок между субзернами. Основным механизмом роста зародышей в этом случае является коалесценция субзерен, развивающаяся путем постепенного рассыпания субграниц при уходе из них дислокаций.

Вследствие продолжающейся деформации плотность дислокаций в рекристаллизованных зернах постепенно увеличивается. По достижении критической плотности дислокаций, необходимой для рекристаллизации, цикл начинается повторно. Характерными особенностями структуры стали на стадии динамической рекристаллизации являются неоднородность зеренной и субзеренной структур. Такая неоднородность вызвана тем, что одни зерна только что рекристаллизовались, а в других прошла полигонизация, в третьих полигонизация еще не началась.

Последеформационная выдержка в некоторых сталях приводит к измельчению зерна, которое связано с повторяющимися циклами упрочнение-разупрочнение.

1.3 Особенности механизма деформации стали в условиях теплой обработки давлением

Теплая деформация стали осуществляется в температурном диапазоне $0,3 - 0,6T_{пл}$ (по абсолютной шкале температур). Верхняя граница этой области соответствует температурам начала рекристаллизации.

Механизм теплой деформации стали основан на внутризеренном скольжении. При температуре 200°C признаков динамического возврата еще нет, а дислокации в стали распределены хаотично. При повышении температуры деформации до 300°C подвижность дислокаций увеличивается, что приводит к формированию единичных полигональных стенок. Дальнейшее повышение температуры деформации, до $400-500^{\circ}\text{C}$ приводит к облегчению множественного скольжения (активизируются новые системы скольжения) и начинается динамическая полигонизация: в стали формируется субструктура. Теплая деформация стали при $200-500^{\circ}\text{C}$ сопровождается перестройкой дислокационной структуры из-за переползания и аннигиляции дислокаций, однако миграция границ зерен не наблюдается (мала диффузионная подвижность атомов). При $200-300^{\circ}\text{C}$ наблюдается максимальная плотность дислокаций.

В процессе теплой обработки при $600-800^{\circ}\text{C}$ (т.е. на $100-200^{\circ}\text{C}$ выше температуры начала рекристаллизации) происходит зернограничное проскальзывание. Дислокации собираются в полосы, что приводит к их неоднородному распределению и образованию центров первичной рекристаллизации.

При повышении температуры понижается сопротивление пластическому деформированию, что облегчает изменение формы труднодеформируемых сталей и способствует достижению прочности при сохранении высоких характеристик пластичности и вязкости. Это обусловлено формированием развитой и устойчивой субструктуры с малыми размерами субзерен.

Максимального упрочнения сталь достигает после теплой деформации при 300°C в виду сочетания двух факторов: наибольшей плотности дислокаций и достаточно высокой подвижности атомов внедрения. В общем случае размноженные в процессе деформации дислокации взаимодействуют с атомами внедрения – углеродом и азотом – при соответствующих температурах нагрева или временах выдержки после деформации, необходимых для образования атмосфер. Данный процесс носит название статического деформационного старения. Однако при условии достаточно высокой температуры деформационное старение может происходить в процессе самой деформации и, в таком случае, оно носит название динамического деформационного старения. Оно представляет собой процесс взаимодействия межузельных атомов внедрения – углерода и азота – с движущимися дислокациями, сгенерированными в ходе деформации, вокруг которых образуются атмосферы за счет диффузии атомов внедрения, облегченной при повышенных температурах. Процесс образования атмосфер вокруг введенных в ходе деформации дислокаций непрерывно поддерживается.

Следует отметить, что протекание динамического деформационного старения зависит от соотношения скорости движения дислокаций и диффузии межузельных атомов, другими словами – от скорости и температуры деформации. При определенном соотношении температуры и скорости деформации скорость диффузии атомов внедрения такова, что генерируемые в процессе деформации дислокации сразу же становятся неподвижными. Данное обстоятельство при продолжительной теплой деформации приводит к размножению дислокаций и, как к следствию, к упрочнению. В случае дальнейшего повышения температуры дислокации сравнительно легко увлекают за собой атмосферу из-за высокой подвижности самих дислокаций и атомов внедрения. Если же повышается скорость деформации, то это приводит к понижению скорости диффузии

атомов внедрения, которые в этом случае не могут закрепить быстро перемещающуюся дислокацию.

Так же следует отметить, что в средне- и высокоуглеродистых сталях основной причиной деформационного старения является переход атомов от карбидов к дислокациям в отличие от низкоуглеродистых, где оно объясняется только атомами внедрения.

Особенностью деформации в теплом интервале температур, таким образом, является упрочнение в результате накопления в α -железе большого числа малоподвижных систем дислокаций, являющегося следствием процессов размножения дислокаций и их взаимодействия с атомами внедрения.

1.4 Особенности микроструктуры и механических свойств металлических материалов, полученных методом ротационнойковки

Путем ротационнойковки достигается большая степень упрочнения при холодной пластической деформации, чем методом прокатки, если сравнивать одинаковое изменение поперечного сечения, из-за избыточной работы деформации последовательных ударов бойков при ротационнойковке.

Микроструктура стали STKM11A (KS) (0,12C-0,35Si-0,6Mn-0,04P-0,04S) после ротационнойковки характеризуется наличием более вытянутых зерен по сравнению со структурой до деформации. Также отмечается рост твердости по Викерсу со 155 до 237 Нv. Использование ротационнойковки для деформации тяжелого вольфрамового сплава PM 92,5W-5Ni-2.5Fe-0,26Co, содержащего W- и γ -фазы, не привело к измельчению зерна, лишь несколько уменьшив расстояние между W-фазой и удлинив ее параллельно направлениюковки. Средний размер зерна W-фазы после деформации на 30% составил 19-21 мкм, а доля W- и γ -фазы – 78-81 и 19-22% соответственно, как и в состоянии предшествовавшем деформации. Однако

при степени деформации 15% и более проходит развитие субструктуры в γ -фазе, что и объясняет увеличение предела текучести и прочности.

Наиболее полное исследование влияния ротационнойковки на металл было проведено авторами, в качестве объекта исследования использовался коммерчески чистый алюминий Al 1050 со средним размером зерна ~ 150 мкм. Деформация проводилась на степени 0,4; 0,8; 2; 3; 4; 4,5. После деформации на степень $\varepsilon \sim 2$ структура алюминия характеризовалась образованием ячеистой структуры со средним размером субзерен 0,8 мкм с краю и 0,75 мкм в центре образца. При этом средний угол разориентировки с краю образца составлял 15° , доля малоугловых границ (МУГ) $\sim 68\%$, в центре же он составлял 11° при доле МУГ 86%, что является свидетельством неоднородности деформации по сечению образца.

При увеличении степени деформации до $\varepsilon \sim 3$ эта неоднородность сглаживается: средний угол разориентировки составил 16 и 15° , а доля МУГ – 70 и 71% с краю и по центру образца соответственно. Средний размер ячеек практически не изменился: 0,71 мкм с краю и 0,75 мкм в центре образца. Изучение микротвердости показало рост ее величины до степени деформации $\varepsilon \sim 3$, после которого микротвердость выходит на практически постоянный уровень. В состоянии поставки микротвердость составляла 23 HV, тогда как после деформации на $\varepsilon \sim 3$ выросла до 50 HV вследствие высокой плотности дислокаций и эволюции субзеренной структуры в пределах первичных крупных зерен.

1.5 Механические свойства углеродистых сталей в области хрупко-вязкого перехода

1.5.1 Хладостойкие стали

Хрупкое разрушение, т.е. явление хладноломкости связано с действием отрицательных температур, впервые стало предметом широкого обсуждения в связи с бурным строительством железных дорог в конце XIX века. После замены пудлингового способа производства на бессемеровский и мартеновский было отмечено, что рельсы, изготовленные из литого металла, внезапно разрушались при понижении температуры. Уже тогда была признана актуальной проблема хладноломкости металлов, необходимость изучения ее природы и выработки мероприятий по ее устранению. Сложность количественной оценки влияния различных конструкторско-технологических факторов, размеров деталей, уровня остаточных напряжений, вида напряженного состояния и условий нагружения на надежность машин и конструкций затрудняет создание нормативных рекомендаций по применению материалов для работы в конкретных условиях.

По хладостойкости металлические материалы, используемые при низких температурах, условно могут быть разбиты на четыре основные группы.

1. Металлы и сплавы, характеристики механических свойств которых позволяют использовать их при температурах до 60°C (213 K), т. е. до низких климатических температур, для изготовления изделий так называемого северного исполнения. К этой группе относятся качественные углеродистые и низколегированные стали ферритного и ферритно-перлитного классов с ОЦК решеткой.

2. Ко второй группе относятся сплавы, сохраняющие вязкость и пластичность при охлаждении до 170 K . Это стали с $0,2-0,3\% \text{C}$, дополнительно легированные Ni, Cr, Ti, Mo. К этой группе относятся, например, низкоуглеродистые ферритные стали с $2-5\% \text{Ni}$, используемые при температурах $210-150\text{ K}$.

3. К третьей группе относятся сплавы, способные без ухудшения свойств выдерживать температуры до 77 К (температура кипения жидкого азота). Сюда относятся стали типа 12X18H10T, ОН9А, большинство сплавов на основе Al, Ti, Cu, не обнаруживающих склонности к хрупкому разрушению. Для ненагруженных конструкций с целью экономии Ni применяют Cr-Mn и Cr-Ni-Mn стали типа 10X14Г14Н4Т, 03X13АГ19, 07X21Г7АН5.

4. К четвертой группе относятся сплавы, работающие при температуре ниже 77 К. К этой группе принадлежат материалы, используемые в космической технике, производстве и потреблении водорода, экспериментальной физике. Для работы при таких температурах пригодны лишь высоколегированные коррозионностойкие стали типа ОЗХ20Н16АГ6, 10X11Н23ТЗМР (ЭПЗЗ), некоторые бронзы, никелевые, алюминиевые сплавы, легированные магнием, и сплавы титана.

Влияние легирующих элементов на твердость и ударную вязкость феррита приведено. При содержании более 1%Mn вязкость феррита начинает снижаться, но до 1,5%Mn она не уменьшается ниже значений, наблюдаемых при его полном отсутствии. Влияние марганца на хладостойкость зависит от содержания углерода в стали. В малоперлитных сталях рекомендуется содержание марганца не более 1,8 %.

Легирование некарбидообразующими элементами (никелем, кремнием) ведет к упрочнению феррита. Влияние их на склонность к хрупкому разрушению заключается в изменении свойств свободных дислокаций. Так, никель ослабляет взаимодействие дислокаций с атомами внедрения и сопротивление кристаллической решетки движению свободных дислокаций, приводя к повышению пластичности и трещиностойкости стали. Введение 1% Ni снижает порог хладноломкости примерно на 20 К. Действие кремния противоположно влиянию никеля. Кремний вызывает значительное искажение кристаллической решетки α -Fe, что, с одной стороны, сильно повышает твердость и, следовательно, прочность феррита, а с другой -

увеличивает ее сопротивление движению дислокаций, препятствует релаксации высоких упругих микронапряжений, повышая тем самым склонность к хрупкому разрушению. Поэтому увеличение содержания кремния до $> 0,6$ % приводит к резкому снижению ударной вязкости ферритно-перлитных сталей. Кремний упрочняет феррит в большей степени, чем марганец. Марганец и кремний сравнительно слабо влияют на пластичность нормализованного феррита.

Хром по сравнению с кремнием и марганцем является слабым упрочнителем феррита. При небольшом содержании хрома (1%) несколько повышается ударная вязкость нормализованного феррита. Дальнейшее увеличение количества его в стали сопровождается снижением вязкости. Легирование стали 1 % никеля, хрома, кремния, 0,3 % молибдена и 0,1% ванадия увеличило предел текучести стали 20Л в среднем на 20 %, а 1,3 и 1,8 % марганца на 37 и 44 % соответственно. Ударная вязкость как при 20°C, так и при 60°C у легированных сталей выше, чем у стали 20Л. Наибольший прирост ударной вязкости наблюдался при легировании стали марганцем.

Таким образом, при однокомпонентном легировании для одновременного повышения прочностных свойств и хладостойкости стали 20Л целесообразно использовать марганец. Это обстоятельство, а также невысокая стоимость обусловили его широкое использование в низколегированных сталях.

В криогенной технике применяют низкоуглеродистые никелевые стали ОН6 и ОН9. Термическая обработка этих сталей обычно производится в режиме двойной нормализации с нагревом: при первой до 900°C, при второй до 790°C, далее отпуск при 560-590°C, с охлаждением на воздухе. Первая нормализация проводится с целью гомогенизации стали в области твёрдого γ -раствора, вторая для получения мелкозернистой структуры. В некоторых случаях вторую нормализацию заменяют закалкой в воде, начиная с 830°C. Увеличение скорости охлаждения из аустенитной области увеличивает

ударную вязкость при низких температурах. В криогенной технике основным конструкционным материалом являются коррозионностойкие аустенитные стали. Эти стали отличаются от обычных хладостойких сплавов и сталей особо высокими пластичностью и вязкостью, их используют до температур кипения жидкого гелия (-269°C). Благодаря хорошим технологическим свойствам из этих сталей можно изготавливать криогенное оборудование с применением любых способов холодной обработки давлением и сварки. Получение аустенитной структуры и сохранение аустенита без фазовых превращений при низких температурах достигается легированием и термической обработкой. Основными легирующими элементами аустенитных сталей являются хром и никель.

Широкое распространение в технике низких температур получили хромоникелевые аустенитные стали, содержащие 17-25 % хрома и 8-25% никеля. Благодаря сохранению высокой пластичности и вязкости в широком температурном диапазоне, коррозионной стойкости в сочетании с хорошими технологическими свойствами они в настоящее время являются наиболее распространенными конструкционными материалами криогенной техники. Хромоникелевые аустенитные стали применяются для изготовления сварных элементов аппаратов, емкостей, трубопроводов (обечаек, днищ, патрубков, фланцев), деталей арматуры (штоков, клапанов, седел) и т. д. Рекомендуемая температура эксплуатации сварных соединений 4-870 К без ограничения давления.

К недостаткам этой группы сталей относятся низкая прочность при комнатной температуре, особенно по пределу текучести (около 250 МПа), а также сравнительно высокая стоимость, обусловленная высоким содержанием дорогого никеля.

По комплексу механических свойств оптимальными являются хромомарганцевые стали с содержанием $\text{Cr} = 12-14\%$ и $\text{Mn} = 17-20\%$. Дополнительное упрочнение достигается за счет введения азота. Однако его массовая доля не должна превышать предела растворимости при

температурах аустенитизации из-за опасности выделения нитридов по границам зерен при нагреве во время сварки и пайки, охрупчивающего металл. Вследствие наличия азота в стали дополнительно ограничивают допустимую массовую долю углерода до минимально возможных значений, близких к пределу его растворимости в аустените.

В России большое применение находит конструкционная легированная сталь 40Х. Используется при изготовлении улучшаемых деталей, которые отличаются повышенной прочностью. Это такие изделия, как плунжеры, шпиндели, оси, валы, кольца, вал-шестерни, коленчатые и кулачковые валы, болты, полуоси, рейки, втулки, губчатые венцы, оправки и др.

Хрупкое разрушение для любого металлического материала наблюдается лишь при определенных условиях испытания, обработки или эксплуатации. Склонность к хрупкому разрушению особенно сильно зависит от температуры: чем она ниже, тем обычно больше вероятность хрупкого разрушения. Поэтому на температурной зависимости показателя пластичности технических металлов и сплавов выделяется интервал температур перехода (рис. 1.1.1 а, $\Delta T_{\text{хр}}$) от хрупкого разрушения (близкие к нулю показатели пластичности) к вязкому (значительные по величине показатели пластичности). Вместо интервала температур часто используют какую-то одну *температуру хрупко-вязкого перехода* $T_{\text{хр}}$ — верхнюю или нижнюю границы интервала $\Delta T_{\text{хр}}$, либо температуру, соответствующую середине этого интервала (см. рис. 1.1.1 а). Иногда $T_{\text{хр}}$ оценивают как температуру, соответствующую определенной доле хрупких по структуре участков излома образца. Величина $T_{\text{хр}}$ широко используется как характеристика склонности того или иного материала к хрупкому разрушению: чем выше $T_{\text{хр}}$, тем больше эта склонность.

Температура хрупко-вязкого перехода не является константой материала. Она сильно зависит от его структуры, а также от условий

испытания. Чем жестче схема испытания и больше скорость деформации, тем выше T_{xp} . Сильно влияют на T_{xp} различного рода надрезы в образце, специально наносимые или естественные, имеющиеся в виде рисок на поверхности любого образца. Поэтому чем выше качество обработки поверхности образца, тем ниже T_{xp} при прочих равных условиях. У пластичных по своей природе материалов перехода в хрупкое состояние при мягких схемах испытания трудно добиться вплоть до абсолютного нуля. В таких материалах T_{xp} удастся определить только при использовании жестких, в частности динамических, испытаний образцов с надрезом. Таким образом, сравнение T разных материалов имеет смысл только в случае идентичности условий определения этой температуры. Температура хрупко-вязкого перехода чувствительна к содержанию примесей (особенно примесей внедрения в о.ц.к. металлах) и структуре материала.

Особо важным является хрупкое разрушение в тех случаях, когда оно происходит при достаточно высоких температурах (комнатной и выше). Металлы и сплавы, у которых температура перехода из пластичного состояния в хрупкое во многих случаях лежит выше комнатной, называют хладноломкими. Хладноломкость — проблема особенно острая для многих металлов и сплавов с о.ц.к. решеткой.

Для объяснения возможности перехода из хрупкого состояния в пластичное часто привлекают классическую схему А. Ф. Иоффе (рис. 1.1.1 б). На этой схеме сопоставляются температурные зависимости хрупкой прочности — сопротивления разрушению отрывом $S_{om}(3)$ и напряжения, необходимого для начала пластической деформации — предела текучести $S_T(1, 1', 2)$. Величина S_{om} слабо зависит от температуры, предел же текучести обычно более или менее резко падает при нагреве (см. рис. 1.1.1 б). Температура перехода T_{xp} соответствует здесь точке пересечения кривых $S_{от}$ и S_m . Ниже T_{xp} разрушающее напряжение достигается раньше, чем предел текучести S_T , и разрушение происходит хрупко, без предварительной пластической деформации. Выше T_{xp} при нагружении образца в процессе

испытания вначале достигается S_T , идет пластическая деформация, а затем уже разрушение, которое в этих условиях в основном вязкое.

Схема Иоффе применима для макрообразца и не учитывает локальной концентрации напряжений у вершины распространяющейся трещины. Если же напряжения здесь значительно превзойдут предел текучести, то в процессе развития трещины будет проходить значительная пластическая деформация и работа этой деформации может оказаться настолько большой, что в соответствии с критерием Гриффитса трещина уже не сможет распространяться как хрупкая. Поэтому для того чтобы ниже Γ_{xp} (рис.1.1.1 б) действительно происходил переход из пластического состояния в хрупкое, необходима достаточно резкая температурная зависимость S_T (рис. 1.1.1 б, кривая 1). Тогда ниже T_{xp} даже у вершины трещины напряжения не превзойдут S_T . Если же предел текучести в принятых условиях испытания слабо зависит от температуры (рис. 1.1.1 б, кривая 2), то перехода из хрупкого состояния в пластичное наблюдаться не будет.

У материалов с резкой температурной зависимостью предела текучести обычно наблюдается и сильная чувствительность S_T к скорости деформации: увеличение скорости вызывает рост предела текучести (рис. 1.1.1 б, кривые 1 и 1'). Это также способствует хрупкому разрушению (повышает T_{xp}). Скорость пластической деформации вблизи вершины распространяющейся трещины близка к скорости ее развития. При хрупком разрушении эта скорость велика, что определяет высокий предел текучести у вершины трещины. В результате перед быстро движущейся трещиной пластическая деформация затруднена, работа ее мала, и трещине легче распространяться как хрупкой.

Большинство современных теорий хрупкого разрушения так или иначе базируется на схеме Иоффе. При этом учитывается зарождение трещин в результате образования дислокационных скоплений и слияния групп дислокаций. Напряжения, необходимые для действия такого механизма зарождения трещин, меньше, чем напряжения, обеспечивающие развитие

трещины как хрупкой. Поэтому если предел текучести меньше $S_{от}$ по схеме Иоффе, но превышает напряжение, нужное для слияния дислокаций, то происходит образование множества микротрещин, развитие которых затруднено. Охрупчивание не всегда является результатом снижения температуры. В некоторых случаях оно наблюдается при повышении температуры. Причинами перехода из пластичного состояния в хрупкое при нагреве могут быть старение, упорядочение, оплавление легкоплавких составляющих по границам зерен (красноломкость) и т.д. Например, в результате деформационного старения закаленная сталь охрупчивается при нагреве до 423—573К (явление синеломкости). На температурных зависимостях показателей пластичности иногда наблюдается по несколько «провалов» пластичности, каждый из которых имеет свою природу.

Основная опасность хрупкого разрушения в том, что оно идет под действием относительно низких напряжений. Существует ряд направлений борьбы с хладноломкостью. В каждом конкретном случае они могут быть реализованы за счет: 1) изменения химического состава (очистка от примесей или легирование) и 2) воздействия на структуру через режимы плавки, кристаллизации, обработки давлением, термической обработки, спекания и т.д.

Наибольшее практическое значение хрупко-вязкий переход при низких температурах имеет для металлов и сплавов с о. ц. к. решеткой, в первую очередь для железа и многих сталей. Склонность этих материалов к хрупкому разрушению связана с наличием в них примесей внедрения. В очень чистых монокристаллах о. ц. к. металлов хрупкое разрушение не наблюдается вплоть до самых низких температур. Но при наличии, например, в железе всего 10^{-4} % (ат.) углерода уже можно обнаружить хрупко-вязкий переход. В металлах VIа группы (Cr, Mo, W) он проявляется при еще меньших концентрациях примесей внедрения. С увеличением концентрации последних температура хрупко-вязкого перехода закономерно повышается (рис. 1.1.2). Сильное влияние примесей внедрения связано с

эффективной блокировкой ими дислокации в о. ц. к. решетке и соответственно с резкой температурной зависимостью их предела текучести. Кроме того, из-за низкой предельной растворимости примесей внедрения в о. ц. к. металлах уже при малых концентрациях образуются частицы избыточных фаз (карбидов, оксидов, нитридов и др.). Это также способствует хрупкому разрушению, особенно межзеренному при выделении частиц на границах зерен.

Межзеренное разрушение часто наблюдается в о. ц. к. металлах и в отсутствие частиц избыточных фаз. В таких случаях его связывают с равновесной сегрегацией примесей на межкристаллитных границах, где энергия искажения решетки вокруг примесных атомов меньше, чем в бездефектной решетке вне границ. Хрупкое межкристаллитное разрушение, обусловленное равновесной сегрегацией примесей, возможно и в г. ц. к. металлах (например, в меди с примесью сурьмы).

Таким образом, первое направление борьбы с хладноломкостью о. ц. к. металлов — глубокая очистка их от примесей, что в конечном итоге увеличивает их пластичность и вязкость.

Облегчению пластической деформации у вершины трещины будет способствовать и устранение других барьеров, тормозящих перемещение дислокаций (дислокационных барьеров, дисперсных частиц второй фазы и т. д.). Помимо концентрации примесей внедрения на склонности к хрупкому разрушению о. ц. к. металлов сильно сказывается их структура. Измельчение зерна, формирование полигонизованной структуры, коагуляция внутризеренных выделений и измельчение частиц избыточных фаз, располагающихся на межзеренных границах — вот некоторые направления снижения склонности к хрупкому разрушению этих металлов через их

структуру.

Длина зародышевой трещины обусловлена степенью концентрации напряжений у места ее возникновения. Если исходить из схем зарождения трещин у дислокационных скоплений, то их длина должна определяться мощностью этих скоплений. Последняя же представляет собой функцию числа систем скольжения и длины свободного пробега дислокаций. Чем больше локализовано перемещение дислокаций в отдельных плоскостях и направлениях, тем больше вероятность зарождения длинных трещин. Наоборот, если дислокации на начальных стадиях деформации перемещаются по множеству систем, но на более короткие расстояния, то зародышевые трещины получаются короче. Этому способствует измельчение зерна.

Хладноломкость вызывается в железе посторонними примесями, главным образом, примесью фосфора, сурьмы, мышьяка и вольфрама, а отчасти также серы, меди, цинка и хрома. Из этих примесей преобладающее влияние оказывает фосфор. Влияние его проявляется тем сильнее, чем богаче металл углеродом. Точные безопасные пределы содержания фосфора, не вызывающие еще в железе хладноломкости, установлены быть не могут, так как, во-первых, на это свойство могут влиять одновременно и другие примеси, а во-вторых, свойство это немало зависит и от способа обработки, которым сырые болванки пудлингового железа превращаются в полосы сортового железа. Чем дольше железо подвергается горячей проковке, тем более исчезает его кристаллическое сложение и тем более ослабевает склонность его к хладноломкости, при одном и том же содержании фосфора. Сурьма и мышьяк сильно увеличивают хладноломкость железа, но естественная примесь этих элементов в железе настолько невелика, что не вызывает заметных проявлений этого свойства. Что касается вольфрама, который вводится в углеродистое железо с целью повысить его твердость, то влияние его выражается нередко весьма интенсивно, и с таким металлом в холодном состоянии приходится обращаться весьма осмотрительно.

Умеренная примесь марганца ослабляет вредное влияние фосфора, то есть несколько понижает хладноломкость железа и стали.

1.5.2. Хрупкое и вязкое разрушение

Разрушение твердого тела представляет собой процесс разделения его на части под действием нагрузки, который также может сопровождаться термическими, радиационными, коррозионными и другими воздействиями. На атомном уровне разрушение представляет собой разрыв межатомных связей с образованием новых поверхностей. Если разрыв межатомных связей происходит перпендикулярно плоскости разрушения, то происходит разрушение сколом или отрывом. Если разрыв связей идет под действием силы, приложенной параллельно плоскости разрушения, то происходит разрушение сдвигом или скольжением. В металлах может иметь место и тот, и другой вид разрушения, что определяется главным образом их кристаллической структурой. Кроме того, характер разрушения зависит от температуры, скорости деформации, напряженного состояния, чистоты металла и т. д.

В зависимости от степени пластической деформации перед разрушением различают два основных вида разрушений: хрупкое и вязкое. При вязком разрушении металл претерпевает перед разрушением не только упругую, но и значительную пластическую деформацию. При отсутствии пластической деформации или при ее незначительном развитии происходит хрупкое разрушение.

Хрупкое разрушение происходит путем отрыва или скола, когда плоскость разрушения перпендикулярна нормальным напряжениям. Под действием нормальных напряжений происходит упругая деформация

кристаллической решетки, а после достижения предельной степени ее искажения происходит последовательный разрыв межатомных связей с отрывом одной атомной плоскости от другой, т. е. разрушение металла. Разрушение начинается от какого-либо дефекта, вблизи которого развивается концентрация напряжений, превосходящая теоретическую прочность металла. У достаточно пластичных металлов, характеризующихся релаксацией напряжений, местной концентрации напряжений вблизи несплошностей оказывается недостаточно, и развитие трещин скола не происходит. Вязкое разрушение происходит путем сдвига под действием касательных напряжений. Плоскость скольжения расположена под углом 45° к направлению главных нормальных напряжений.

Чисто сдвиговое вязкое разрушение характерно для таких аморфных материалов, как глина; чисто хрупкое разрушение свойственно идеально упругим материалам, например алмазу. Однако большинству реальных материалов одновременно присуще и вязкое, и хрупкое разрушение, а разделение на отдельные виды разрушения условно проводится по преобладанию того или иного типа. Характерными признаками вязкого и хрупкого разрушения являются энергоемкость, т. е. величина работы разрушения, вид трещины и поверхности излома и скорость распространения трещины. При разрушении по хрупкому механизму затрачивается значительно меньшая работа на процесс самого разрушения, чем при вязком. Начавшееся хрупкое разрушение является самопроизвольным процессом. Оно происходит за счет высвобождения накопленной в системе упругой энергии.

При хрупком разрушении затрата энергии на образование новых поверхностей в результате раскрытия трещины меньше, чем освобождающаяся при этом накопленная упругая энергия. При вязком разрушении затрачивается значительно большая работа. Для развития вязкого разрушения необходим непрерывный внешний подвод энергии, расходуемой на пластическое деформирование металла впереди растущей

трещины и преодоление возникающего при этом упрочнения. При этом работа, затрачиваемая на пластическую деформацию, значительно превышает работу собственно разрушения. При хрупком разрушении магистральная разделяющая тело трещина имеет малый угол раскрытия (острая трещина), пластическая деформация вблизи поверхности разрушения почти полностью отсутствует. При вязком разрушении трещина имеет большой угол раскрытия (тупая трещина), поверхность разрушения характеризуется значительной степенью пластической деформации. При низких температурах межзеренные границы обычно прочнее самих зерен, и поэтому у большинства металлов при низких температурах разрушение имеет транскристаллитный характер и проходит по зернам, а не по границам между ними. При повышенных температурах межзеренные границы обычно слабее зерен. Поэтому разрушение при повышенных температурах имеет, как правило, межкристаллитный характер.

Микроизлом при хрупком разрушении имеет блестящую гладкую поверхность. Плоские грани расколотых кристаллических зерен придают металлический блеск хрупкому излому. Электронно-микроскопическое исследование обнаруживает “речные узоры” или “ручьистое” строение излома, являющееся следствием взаимодействия движущейся трещины с дефектами кристалла, а также наличие предпочтительных кристаллографических ориентировок фасеток скола. Излом при вязком разрушении имеет матовый волокнистый характер без металлического блеска. Электронно-микроскопическое исследование обнаруживает характерное “чашечное” строение излома.

Для хрупкого разрушения характерна высокая скорость распространения трещины, достигающая приблизительно 0,4 скорости распространения звука в металле. Отсюда скорость распространения хрупкой трещины для стали должна составлять около $2 \cdot 10^3$ м/с. Скорость распространения вязкой трещины значительно ниже и определяется скоростью нарастания напряжений.

Разрушение сколом можно разделить на три фазы: зарождение микротрещины, ее подрастание до критического размера и распространение через соседние зерна. Существует ряд моделей дислокационного механизма зарождения трещины. Согласно модели Зинера, краевые дислокации движутся по плоскости скольжения к препятствию. Если при проходе они не могут одолеть этот барьер, возникает концентрация напряжений. После того как напряжения превысят силы межатомной связи материала, возникает микротрещина. Следующей стадией разрушения является подрастание зародышевой микротрещины до трещины критического значения, когда будет достигнуто критическое соотношение между действующим напряжением и длиной трещины. При достижении критической длины ее дальнейшее распространение происходит лавинно без заметной пластической деформации.

1.6 Особенности строения изломов углеродистых сталей после испытания в области хрупко-вязкого перехода

Анализ строения изломов имеет большое значение для определения характера и причин разрушения. Протекание разрушения из одного или многих центров определяется двумя факторами: количеством возникших очагов разрушения и скоростью распространения трещин. Можно предположить, что чем хрупче материал, тем больше вероятность возникновения многих очагов разрушения. Вместе с тем, чем хрупче материал, тем больше скорость распространения трещин и тем быстрее одна трещина обгонит в своем развитии остальные, и разрушение практически может распространиться из одного очага. Таким образом, возможно, должна существовать критическая степень хрупкости, при которой наиболее вероятным разрушением будет разрушение из многих центров. Эта критическая степень хрупкости не постоянна для данного материала, а зависит от ряда факторов, например, податливости нагружения, поскольку

податливость нагружения существенным образом влияет на скорость распространения трещин.

Хрупкие изломы проходят перпендикулярно к направлению наибольших макроскопических растягивающих напряжений, если только эта закономерность не искажается анизотропией механических свойств материала, и в частности, резко пониженными свойствами в поперечном направлении. Возможны случаи, когда основная поверхность разрушения расположена нормально к направлению действия максимальных растягивающих напряжений, но одновременно с этим на поверхности излома имеются трещины, возникшие в результате пониженной прочности в поперечном направлении. Большое количество хрупких изломов металлов не располагается целиком по одной поверхности, перпендикулярной к направлению наибольших растягивающих напряжений. В конечной зоне разрушения имеются обычно небольшие скосы, направленные примерно под углом 45° к основной поверхности разрушения; размер скосов возрастает с увеличением доли участия пластической деформации в разрушении.

В начальной зоне разрушения скосы у поверхности образца или детали большей частью отсутствуют, в особенности, если на поверхности имеется хрупкий слой вследствие каких-либо механических или химических причин. При отсутствии на поверхности такого слоя и действии только изгибающих нагрузок небольшие скосы около очага разрушения могут иметь место. Общим признаком строения хрупких изломов металлов является отсутствие на их поверхности видимых следов пластической деформации. В связи с этим хрупкие изломы не имеют волокнистой структуры, они кристаллически, а их поверхность состоит из множества гладких площадок — фасеток. Поверхность кристаллических фасеток не искажена пластической деформацией, вследствие чего она имеет блестящий вид; поверхность фасетки, по-видимому, представляет собой определенную кристаллографическую плоскость зерна материала (плоскость спайности). Обычно хрупкое разрушение металлов не происходит целиком по

плоскостям спайности, частично металлы разрушаются по плоскостям скольжения с неизбежной при этом пластической деформацией. Поскольку кристаллическое строение поверхности излома является наиболее характерным признаком хрупкого разрушения, отношение площади (количества) кристаллических участков на изломе ко всей площади излома, служит одним из критериев оценки степени хрупкости по излому.

У смешанных изломов хрупкие зоны не занимают всей поверхности разрушения. Хрупкий участок на изломе отделяется от пластичного участка более или менее ясно выраженной линией, являющейся следом остановки хрупкого разрушения. Как правило, эта линия имеет выпуклость от очага разрушения. Размеры структурных составляющих, но которым происходит хрупкое разрушение, могут определять размер кристаллических фасеток об изломе. Так, в углеродистых сталях, имеющих ферритную структуру, величина кристаллических фасеток в изломе определяется размером ферритных зерен. Если структура стали состоит из колоний перлита и зерен феррита, кристаллические сетки в изломе снижены с разрушением почти недеформирующихся зерен перлита. Такой вывод был получен из сопоставления линейных размеров фасеток и перлитных зерен. Поскольку хрупкие разрушения весьма чувствительны к концентраторам напряжения, располагающимся большей частью на поверхности деталей, очаг хрупкого излома также обычно расположен у поверхности.

Хрупкий излом покрыт рубцами, расходящимися веерообразно из очага разрушения и направления развития трещины. В месте возникновения разрушения рубцы бывают очень мелкими и тонкими, в зоне окончательного излома во второй зоне, они становятся грубее, приобретая вид «заноз», иногда отстающих от основного материала. Характерное направление рубцов от фокуса излома позволяет установить место зарождения трещины. На весьма хрупких изломах металлов и других материалов, например, металлокерамических сплавов, рубцы в виде лучей, выходящих из фокуса излома, отсутствуют; вся поверхность излома однородна с трудно

различимыми зонами более мелкой и более крупной шероховатости. Излом имеет такое строение вследствие одновременного, или почти одновременного возникновения разрушения во многих фокусах. Хрупкие разрушения, как правило, проходят по телу зерен; изменение характера разрушения с внутрикристаллического на межкристаллический происходит вследствие причин, вызывающих ослабление границ зерен.

1.7 Постановка задачи

В данной работе исследовалась эволюция структуры среднеуглеродистой стали 38ХА после ротационной ковки после нагрева на $T=500^{\circ}\text{C}$ при $\varepsilon \sim 2,2$ и $\varepsilon \sim 2,8$ и влияние температуры испытаний на растяжение и ударный изгиб на механические характеристики стали после стандартной термообработки (закалка 860°C и отпуск 500°C) и после ротационной ковки при различных степенях деформации.

Целью настоящей работы является установление закономерности эволюции структуры конструкционной легированной стали 38ХА в ходе ротационной ковки и установление влияния температуры испытания на механические свойства среднеуглеродистой стали 38 ХА после ротационной ковки и стандартной термической обработки.

Задачами данной работы, таким образом, являются:

1. Исследовать кинетику эволюции структуры в ходе теплой ротационной ковки стали 38ХА в зависимости от степени деформации.
2. Исследовать эволюцию структуры в ходе теплой ротационной ковки стали 38ХА.
3. Исследовать влияние температуры испытания в области ХВП на механические свойства среднеуглеродистой стали 38ХА после стандартной термической обработки и после ротационной ковки.
4. Исследовать особенности строения изломов деформированных образцов стали 38 ХА в области ХВП после стандартной термической обработки и после ротационной ковки.

Глава 2. Материал и методики исследований

2.1 Материал исследования

В качестве материала исследования была выбрана среднеуглеродистая сталь 38ХА, химический состав которой представлен в таблице 2.1. Материал был получен в виде горячекатаного прутка, от которого была отрезана заготовка диаметром 60 мм и длиной 500 мм. Заготовка подвергалась закалке с температуры 860°С и отжигу при 500°С. Затем данная заготовка, которая в дальнейшем носит название исходной, деформировалась по схеме, описанной в разделе 2.2.

Таблица 2.1

Химический состав стали 38ХА (вес. %) по данным оптико-эmissionного анализа

<i>C</i>	<i>Cr</i>	<i>Si</i>	<i>Mn</i>	<i>P</i>	<i>S</i>	<i>Ni</i>	<i>Cu</i>	<i>Fe</i>
0,36	0,91	0,34	0,62	0,017	0,022	0,21	0,15	96,9

2.2 Методика деформирования образцов

Одним из эффективных направлений получения прутков с повышенными механическими характеристиками, а также изделий сложной формы являются методы локального деформирования, к числу которых относится ротационная ковка - процесс радиального обжатия вращающейся заготовки на относительно небольшом участке ее длины периодически сходящимися пульсирующими бойками.

Пруток из предварительно закаленной стали 38ХА размерами Ø60x500 мм был подвергнут ковке на радиально-ковочной машине модели SXP-16,

производства «GFM», Австрия по следующей ниже схеме. Прутки предварительно нагревались в печи СДО-14.36.10/12,5-10 на заданную температуру.

Режим №1. Первоначально стальной прутки нагревали до температуры 500°C, выдержка в печи составляла 30 минут. Деформацию производили постепенно с шагом 3-4 мм на диаметр Ø60 → Ø33 мм (7 проходов) за два нагрева (истинная степень деформации $\epsilon \sim 1,2$). Охлаждение до комнатной температуры проводили на воздухе.

Режим №2. Пруток после режима №1 диаметром Ø33 мм нагревали на температуру 500°C (выдержка в печи составляла 30 минут). Деформацию проводили постепенно, с шагом 2-3 мм на диаметр Ø33 → Ø20 за два нагрева ($\epsilon \sim 2,2$). Охлаждение до комнатной температуры проводили на воздухе.



Рис. 2.1 Общий вид заготовок из стали 38ХА после теплой ротационной ковки по режиму №2

Режим №3. Пруток после режима №2 диаметром 20 мм нагревали на температуру 500°C (выдержка в печи составляла 30 минут). Деформацию проводили постепенно, с шагом 2-3 мм на диаметр Ø20 → Ø15 за два нагрева ($\epsilon \sim 2,8$). Охлаждение до комнатной температуры проводили на воздухе.



Рис. 2.2 Общий вид заготовок из стали 38ХА после теплой ротационной ковки по режиму №3

2.3 Методика электронно-микроскопических исследований

Методами электронной микроскопии были исследованы образцы в состоянии после закалки и нагрева на температуру деформации, а также после режимов обработки №2 и 3 в продольном и поперечном сечениях.

Пробоподготовка проводилась следующим образом: образцы шлифовали на абразивной бумаге с постепенным уменьшением ее зернистости, затем следовала полировка на алмазной суспензии 3 мкм. Для выявления структуры полированные поверхности образцы травили при комнатной температуре 4%-ным раствором азотной кислоты в этиловом спирте. Микроструктуру исследовали на растровом электронном микроскопе FEIQuanta-600 в режиме обратно-рассеянных электронов.

В режиме дифракции обратно-рассеянных электронов на растровом электронном микроскопе NovaNanoSEM 450 снимали карты разориентировки границ зерен (EBSD). Размер области сканирования для состояния перед началом деформации составил 45 x 45 мкм, для образцов после ротационной ковки – 25 x 25 мкм. Шаг сканирования – 50 нм. Границы с углами разориентировки $>15^\circ$ на картах отмечены черными линиями (высокоугловые границы, ВУГ), границы с углами разориентировки $<15^\circ$ отмечены белыми линиями (малоугловые границы, МУГ).

Исследования тонкой структуры проводили с помощью просвечивающего электронного микроскопа JEOLJEM 2100 при ускоряющем

напряжении 200кВ. Тонкие фольги готовили следующим образом: диски толщиной 0,3 мм шлифовали с обеих сторон на самой тонкой шлифовальной бумаге с целью получения гладких чистых поверхностей до толщины 0,1 мм. Окончательное утонение проводили электроструйным методом на установке TenuPol-5 при комнатной температуре при напряжении 27В в электролите следующего состава: 10%НClO₄-90%СН₃СООН.

2.4 Методика проведения механических испытаний

Механические испытания стали на растяжение выполняли согласно ГОСТ 1497-84 на универсальной напольной электромеханической испытательной машине Instron 5882, при температурах 20°С, 0°С, -20°С, -40°С, -60°С, -80°С, -100°С и скорости деформирования 2 мм/мин.

Испытывали цилиндрические образцы с размерами рабочей части 52×12×5 (мм) (рис. 2.4.1.).

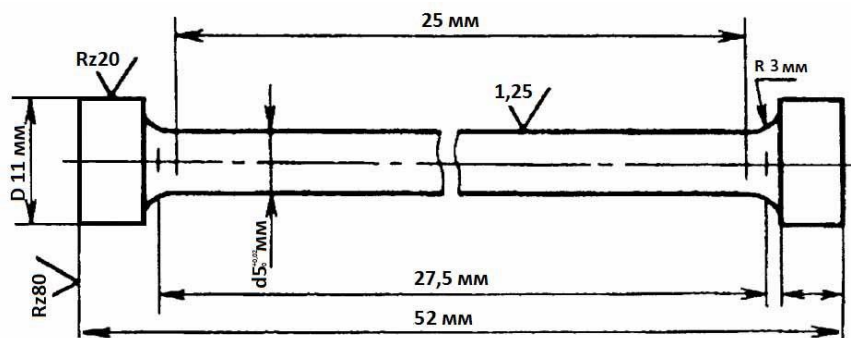


Рис. 2.4.1. Чертеж образца для механических испытаний на растяжение

Испытания на ударную вязкость проводили на образцах согласно ГОСТ 9454-78 на маятниковом копре (рис.2.2) в диапазоне температур от +20 до -196°С.

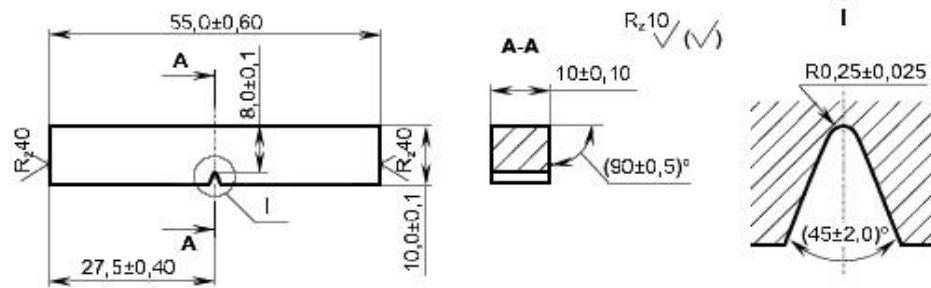


Рис. 2.4.2 Чертеж образца на ударную вязкость с V-образным надрезом.

2.5 Методика проведения фрактографического анализа.

Исследование изломов образцов проводилось на растровом электронном микроскопе FEI Quanta 200 при увеличениях $\times 5000$, $\times 2500$, $\times 1000$, $\times 500$, $\times 50$. Определялся характер изломов образцов при температурах 20°C , -40°C , -100°C .

Глава 3. Результаты исследований

Как было показано в обзоре литературы, получение УМЗ структуры методами пластических деформаций дает хорошие результаты. С использованием ротационной ковки, возможно, как производство прутков, так и готовых изделий, используемых в автомобильной промышленности, таких как автомобильные амортизаторы, штоки клапанов, распорки, роликовые цепи, кожухи полуосей, антенны. Однако, несмотря на распространенность использования данного метода для производства деталей средними и крупными сериями, особенности эволюции структуры в ходе деформации были исследованы недостаточно.

Данная глава посвящена результатам исследования эволюции микроструктуры среднеуглеродистой стали 38ХА в ходе пластической деформации методом теплой ротационной ковки.

3.1 Эволюция микроструктуры стали 38ХА в ходе теплой ротационной ковки

Структура среднеуглеродистой стали 38ХА после нагрева на температуру деформации $T=500^{\circ}\text{C}$ представляет собой сорбит отпуска (рис. 3.1 б). Данная структура характеризуется преимущественной долей ВУГ – 69%. Карбиды в основном выделяются по границам зерен и имеют форму близкую к сферической, средний размер карбидов составляет ~ 55 нм.

Ротационная ковка вносит существенные изменения в микроструктуру стали, приводя к формированию вытянутой УМЗ структуры. Между тем кинетика ее эволюции по сечению прутка заметно отличается, вероятно, из-за неравномерного распределения степени деформации вследствие подстуживания прутка в процессе ковки (рис. 3.2). По этой причине исследование микроструктуры для каждого режима обработки проводилось в двух областях: с краю и в центре.

На рис.3.2 представлена фотография макрошлифов стали 38ХА после ротационной ковки по различным режимам.

Режим №1. Нагрев стального прутка $d=60\text{мм}$ на $T=500^{\circ}\text{C}$, $\varepsilon\sim 1,2$

Режим №2. Нагрев на $T=500^{\circ}\text{C}$ прутка $d=33\text{мм}$, $\varepsilon\sim 2,2$

Режим №3. Нагрев на $T=500^{\circ}\text{C}$ прутка $d=20\text{мм}$, $\varepsilon\sim 2,8$

Микроструктура стали 38ХА после режима №2 - $T=500^{\circ}\text{C}, \varepsilon\sim 2,2$ – в центральной области представлена на рисунке 3.3. Она характеризуется сильным развитием субструктуры: доля ВУГ падает по сравнению с состоянием перед деформацией до 58%. Средний размер субзерен составляет ~ 593 нм, средний размер зерен ~ 935 нм. Наблюдается наличие отдельных равноосных зерен. Карбиды по ферритной матрице распределены преимущественно по границам зерен/субзерен, средний размер карбидов равен ~ 65 нм.

В структуре прутка в продольном сечении наблюдаются вытянутые ферритные зерна, образование которых присуще данному методу пластической деформации, а также является следствием сдерживающего эффекта распределенных по матрице частиц карбидов. Вытянутая в направлении деформации форма зерен характерна для всех режимов ротационной ковки.

Микроструктура стали с края образца представлена на рисунке 3.4. Можно увидеть, что по сравнению с центром край отличается более мелкой структурой (доля ВУГ 70%; средний размер зеренно-субзеренной структуры ~ 1289 нм; средний размер зерен ~ 653 нм; средний размер карбидов ~ 53 нм).

После обработки по режиму с максимальной степенью деформации – $T=500^{\circ}\text{C}$, $\varepsilon\sim 2,8$ – в центральной области прутка средний размер зеренно-субзеренной структуры равен ~ 577 нм, а средний размер зерен ~ 546 нм (рис. 3.5). Как видно из рисунка 3.5а наблюдается некоторая неоднородность, что является результатом коалесценции субзерен и превращения большей части малоугловых границ в высокоугловые в одних областях и сохранения микроструктуры, характерной для режима обработки со степенью истинной деформации $\varepsilon\sim 2,2$, в других. Доля ВУГ растет незначительно до ~ 58%. Средний размер частиц равен ~ 55 нм.

Микроструктура стали с края образца представлена на рисунке 3.6. Можно видеть, что по сравнению с центром край отличается: доля ВУГ – 55%; средний размер зеренно-субзеренной структуры ~ 606 нм; средний размер зерен ~ 554 нм; средний размер карбидов ~ 47 нм.

Таким образом, в ходе увеличения степени деформации после ротационнойковки наблюдается последовательное измельчение

субзерна/зерна с образованием УМЗ вытянутой структуры уже после минимальной степени деформации.

3.2 Исследование влияния температуры испытания в области ХВП на механические свойства среднеуглеродистой стали 38ХА

На рис.3.2.1 представлена кривая напряжение - деформация на растяжение образцов после стандартной термической обработки среднеуглеродистой стали 38ХА. С понижением температуры напряжение возрастает, а деформация образцов протекает менее равномерно.

На рис.3.2.2 представлена температурная зависимость механических свойств (пределов текучести и прочности, относительных удлинения и сужения) стали 38ХА после стандартной термической обработки (закалка 860°С+отпуск 500°С). При испытании при комнатной температуре сталь показывает следующие величины механических характеристик: $\sigma_B=931$ МПа; $\sigma_{0,2}=840$ МПа; $\delta=22\%$; $\psi=63\%$. С понижением температуры наблюдается повышение значений предела прочности и понижение предела текучести, тогда как значения пластичности ведут себя по-другому: относительное удлинение падает при понижении температуры и затем возрастает, а относительное сужение изменяется незначительно. Дальнейшее снижение температуры испытания ведет к постепенному уменьшению величин прочностных характеристик. При -100°С характеристики заметно снижаются относительно комнатной температуры: $\sigma_B=1230$ МПа; $\sigma_{0,2}=592$ МПа; $\delta=20\%$; $\psi=61\%$. Характеристики пластичности (δ, ψ) ведут себя несколько по-разному: сужение слабо изменяется с понижением температуры, а

относительное удлинение заметно уменьшается с уменьшением температуры до 0°C, а затем практически не меняется.

На рис.3.2.3 представлена кривые напряжение - деформация на растяжение образцов после ротационнойковки со степенью деформации 2,8 среднеуглеродистой стали 38ХА. При комнатной температуре видно, что сначала происходит деформационное упрочнение. Возникновение зуба текучести при отрицательных температурах обусловлено образованием атмосфер Коттрелла, которые тормозят дислокации, вследствие этого требуются большие напряжения для отрыва дислокаций от атмосфер. Из графиков видно, что чем ниже температура испытания, тем ниже прочность и выше пластичность.

На рис. 3.2.4 представлена температурная зависимость механических свойств (пределов текучести и прочности, относительных удлинения и сужения) стали 38ХА после ротационнойковки. При испытании при комнатной температуре сталь показывает следующие величины механических характеристик: $\sigma_B=1150$ МПа; $\sigma_{0,2}=1070$ Мпа; $\delta=24\%$; $\psi=63\%$. С понижением температуры наблюдается снижение значений пределов текучести и прочности, тогда как значения пластичности практически остаются неизменными. Дальнейшее снижение температуры испытания ведет к постепенному росту величин прочностных характеристик, которые достигают максимума при -100°C: $\sigma_B=1170$ Мпа; $\sigma_{0,2}=1160$ Мпа; $\delta=24\%$;

$\psi=60\%$. Характеристики пластичности (δ, ψ) остаются практически неизменными по сравнению с комнатной температурой.

На рис.3.2.5 представлены графики зависимости работы удара от температуры испытания для образцов с V-образным надрезом после различных режимов обработки. Степень деформации влияет на ударную вязкость в зависимости от температуры испытания. При испытании при комнатной температуре сталь показывает работу удара: 274 Дж при $\epsilon \sim 1,2$; 289 Дж при $\epsilon \sim 2,2$; 330 Дж при $\epsilon \sim 2,9$; после стандартной термообработки (закалка 860° +отпуск 500°) 112 Дж. С понижением температуры наблюдается понижение значений. При -100°C характеристики заметно снижаются относительно комнатной температуры: работа удара составляет 145 Дж при $\epsilon \sim 1,2$; 253 Дж при $\epsilon \sim 2,2$; 166 Дж при $\epsilon \sim 2,8$; после стандартной термообработки (закалка 860° +отпуск 500°) 32 Дж. Хрупко-вязкий переход наблюдается при -20°C в состоянии после стандартной термообработки и при -100°C после ротационнойковки.

3.3 Исследование особенностей строения изломов деформированных образцов стали 38 ХА в области ХВП

На рис.3.3.1 представлены изломы образцов после испытания на растяжение при 20°C. После термообработки (закалка 860°C и отпуск 500°C) (рис.3.3.1, а) излом – типичный для вязкого разрушения, а после ротационной ковки (рис.3.3.1, б) на изломе отсутствует характерное ямочное строение. В нем можно наблюдать вторичное растрескивание, очевидно вдоль волокон.

а) б)

При понижении температуры до -40°C принципиального изменения в строении изломов нет (рис.3.3.2а,б). Также имеет место преимущественное вторичное растрескивание в образце после ротационной ковки (рис.3.3.2 б).

а) б)

На рис.3.3.3,а на изломе образца после стандартной термообработки видно сочетание вязкого и хрупкого разрушения, появляются плоские фасетки, свидетельствующие о наличии хрупкой составляющей в изломе. После ротационной ковки (рис.3.3.3,б) разрушение происходит расслоением по волокнам.

а) б)

Выводы

1. Исследована кинетика эволюции микроструктуры среднеуглеродистой стали 38ХА в ходе теплой ротационной ковки. Установлено, что формирование УМЗ структуры наблюдается уже после степени деформации $\varepsilon \sim 1,2$ при $T=500^\circ\text{C}$. Увеличение степени деформации ведет к дальнейшему измельчению структуры. Средний размер зеренной структуры после максимальной степени деформации 554 нм. Карбиды равномерно

распределены по ферритной матрице, их максимальный средний размер составляет 55 нм. Установлено, что обработка методом ротационной ковки приводит к формированию ярко выраженной волокнистой структуры.

2. Исследована температурная зависимость механических свойств стали 38ХА после стандартной термической обработки (закалка 860°C+отпуск 500°C) и ротационной ковки. Показано различие в изменении прочностных характеристик в зависимости от состояния стали, если после стандартной обработки отмечен сначала рост прочности с понижением температуры испытания, а затем снижение с уменьшением температуры испытания, то после ротационной ковки наоборот сначала имеет место снижение значений прочности, а после достижения $T = -40^\circ\text{C}$ их рост. Значения пластичности слабо зависят от температуры испытания в обоих состояниях.

3. Сильно вытянутые ферритные зерна обеспечивают увеличение ударной вязкости образцов после ротационной ковки в несколько раз по сравнению с образцами после закалки и высокого отпуска. При испытании при комнатной температуре сталь показывает максимальную работу удара при $\epsilon \sim 2,8 - 330$ Дж, которая в три раза превышает работу удара после стандартной обработки. С понижением температуры работа удара монотонно снижается относительно комнатной температуры до 245 Дж при -65°C , но при дальнейшем снижении температуры резко уменьшается до 166 Дж при -100°C . Установлено, что хрупко-вязкий переход наблюдается при -20°C в состоянии после стандартной термообработки и при -100°C после ротационной ковки.

4. Характер разрушения образцов зависит, как от состояния образцов, так и температуры испытания. После стандартной обработки наблюдается типичное для среднеуглеродистой стали изменение в характере излома: при комнатной температуре преобладает вязкое разрушение и преимущественное его ямочное строение, первые признаки хрупкой составляющей в изломе обнаруживаются при $T = -100^\circ\text{C}$. После ротационной ковки при комнатной температуре излом имеет слоистое строение, свидетельствующее о наличии

вытянутой структуры в образцах. Вторичное растрескивание нарастает с понижением температуры испытания с преобладанием излома типа расслоение при -100°C .

Список литературы

1. Валиев Р.З., Александров И.В., Объемные наноструктурные металлические материалы, 2007, 397стр.
2. Гольдштейн М.И., Грачев С.В., Векслер Ю.Г. Специальные стали, М.: Металлургия, 1985, 408с.
3. Саррак В.И., Суворова С.О., Энтин Р.И., сб. Проблемы металловедения и физики металлов, изд-во «Металлургия», 1968, №9, с.151.

4. Валиев Р.З., Александров И.В., Объемные наноструктурные металлические материалы, 2007, 397с.
5. М.А. Смирнов, В.М. Счастливец, Основы термической обработки стали, 1999, 495с.
6. Г.И. Бельченко, С.И. Губенко, Основы металлографии и пластической деформации стали, 1987, 240с.
7. Берштейн М.Л., Структура деформированных металлов, изд-во «Металлургия», 1977, 431с.
8. Бабич В.К., Гуль Ю.П., Долженков И.Е., Деформационное старение стали, изд-во «Металлургия», 1972, 320с.
9. Р. Хоникомб, Пластическая деформация металлов, изд-во «Мир», 1972, 408с.
10. Ч.С. Баррет, Структура металлов: кристаллографические методы, 1948, 677с.
11. Кошелев П.Ф., Механические свойства сплавов для криогенной техники, М.:«Машиностроение», 1971, 368с.
12. Герасимова Л.П., Ежов А.А., Маресев М.И., Изломы конструкционных сталей, М.: «Металлургия», 1987, 272с.
13. Вигли Д.А., Механические свойства материалов при низких температурах, изд-во «Мир», 1974, 374с.
14. Бельченко Г.И., Губенко С.И., Основы металлографии и пластической деформации стали, 1987, 240с.
15. Вульф Б.К., Ромадин К.П., Авиационное материаловедение, М.: «Машиностроение», 1967, 394с.
16. Гольдштейн М.И., Литвинов В.С., Бронфин Б.М., Металлофизика высокопрочных сплавов, изд-во «Металлургия», 1986, 312с.
17. Фетисов Г.П., Карпман М.Г., Материаловедение и технология материалов, М.: «Высшая школа», 2001, 625с.
18. Гуляев А.П., Металловедение, М.: «Металлургия», 1986, 356с.

19. Арзамасов Б.Н., Сидорин И.И., Материаловедение, М.: «Машиностроение», 1976, 384с.
20. М.А. Смирнов, В.М. Счастливец, Основы термической обработки стали, 1999, 495стр.
21. Г.И. Бельченко, С.И. Губенко, Основы металлографии и пластической деформации стали, 1987, 240стр.
22. F.L. Humphreys, M. Hatherly, Recrystallization and Related Annealing Phenomena, 2004, 605p.
23. Саррак В.И., Суворова С.О., Энтин Р.И., сб. Проблемы металловедения и физики металлов, изд-во «Металлургия», 1968, с.151.
24. R. Birringer, H. Gleiter, Nanocrystalline materials, Encyclopedia of Materials Science and Engineering, v1 (1998), 339-349