

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

**ВЛИЯНИЕ ХОЛОДНОЙ ПРОКАТКИ И ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ
НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА TWIP-СТАЛИ**

Выпускная квалификационная работа бакалавра

очной формы обучения

направления подготовки 22.03.01 Материаловедение и технологии материалов

4 курса группы 07001212

Калиненко Александра Андреевича

**Научный руководитель
д. ф.-м. н., проф. Кайбышев Р.О.**

БЕЛГОРОД, 2016

Оглавление

Введение.....	4
Глава 1 Обзор литературы.....	6
1.1 Общая характеристика стали.....	6
1.2 Виды деформации при обработке материалов давлением	10
1.2.1 Продольная прокатка.....	10
1.2.2 Кручение под давлением.....	11
1.2.3 Равноканальное угловое прессование	12
1.2.4 Всесторонняя ковка	15
1.3 Влияние размера зерна на механические свойства TWIP стали. Закон Холла-Петча.....	17
1.4 Роль двойникования при деформационном упрочнении	18
1.5 Влияние химического состава на виды деформационных превращений	23
1.6 Актуальность и значимость исследования	25
1.7 Постановка задач исследования.....	26
Глава 2 Описание материала и методик исследования.....	27
2.1 Описание материала исследования.....	27
2.1.1 Характеристика материала	27
2.1.2 Влияние легирующих элементов на фазовые превращения стали.....	27
2.2 Методика пластической деформации	29
2.3 Методика термической обработки	30
2.4 Методика микроструктурных исследований	31
2.4.1 Просвечивающая электронная микроскопия.....	31
2.4.2 Растровая электронная микроскопия.....	31

2.5 Методика механических испытаний	32
2.5.1 Испытания на растяжение.....	32
2.5.2 Измерение микротвердости по Виккерсу.....	37
Глава 3 Результаты исследований и их обсуждение	38
3.1 Исследование микроструктуры высокомарганцевой TWIP-стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al.....	38
3.1.1 Исследование исходной микроструктуры высокомарганцевой TWIP-стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al.....	38
3.1.2 Исследование микроструктуры высокомарганцевой TWIP-стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al после холодной прокатки.....	38
3.1.3 Исследование микроструктуры высокомарганцевой TWIP-стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al после холодной прокатки и последующих отжигов	42
3.2 Исследование механических свойств высокомарганцевой стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al после холодной прокатки и последующих отжигов	47
3.2.1 Измерение микротвердости по Виккерсу.....	47
3.2.2 Испытания на растяжение.....	48
Выводы	56
Список литературы	58

Введение

Развитие современных сталейс высокой прочностью, хорошей пластичностью, вязкостью и способностью кглубокой вытяжке необходимо для производства современных автомобилей с пониженным весом и повышенной прочностью кузова, а также сложными формами, которые соответствуют последним модным тенденциям в их дизайне. В настоящее время в категорииперспективныхвысокопрочных автомобильных сталей рассматриваются два типа сталей, относящихся к сталям аустенитного класса.

Эти стали после охлаждения на воздухе имеют структуру аустенита. К первому типу относятся стали с пластичностью, наведенной превращением (TransformationInducedPlasticity - TRIP). Эти стали после окончательной прокатки имеют двухфазную аустенитно-мартенситную структуру. Ко второму типу аустенитныхсталей относятся стали, проявляющие эффект пластичности, наведенной двойникованием (TwinningInducedPlasticity-TWIP). Эти стали имеют структуру аустенита в холоднокатанных листах.

Стали системы Fe-C-Mnбыли разработаны и внедрены в промышленное производство с высоким содержанием углерода и 11%Mn в 1882 г. английским металлургом Р. Гадфильдом[1]. Он создал литую сталь, сочетающую высокую пластичность со средней прочностью. Литая сталь с классическим составом Fe-1,1%C-13%Mn применяется для износостойких деталей, не требующих размерной стабильности. Она характеризуется большой разницей между пределом прочности ~ 1000 МПа и пределом текучести ~ 400 МПа, что обеспечивает пластичность 50% и более. Причины уникального механического поведения стали Гадфильда долгое время оставались неизвестными. Только во второй половине XX века было показано, что интенсивное упрочнение этой стали во время деформации обусловлено двойникованием, которое измельчает размер зерна с 40-100 мкм до менее 1 мкм, что обеспечивает сильное структурное упрочнение [2,3]. Это

достаточно упрощенное по современным меркам представление о механизмах деформации стали Гадфильда позволило сформулировать микроструктурный дизайн новых высокопрочных автосталей последнего поколения.

Уникальные деформируемые высокомарганцевые стали для автомобилестроения были созданы в начале 2000-х годов компанией Posco. Благодаря сочетанию высокой прочности с высокой пластичностью этих материалов они являются наиболее перспективными материалами для автомобильной промышленности[4].

Однако, помимо описанных преимуществ стали класса TWIP имеется один существенный недостаток: низкий уровень предела текучести. Это один из факторов, ограничивающих немедленное внедрение TWIP-сталей в автомобильную промышленность, где высокий предел текучести особенно важен.

Решением этой проблемы для стали выбранного состава является верно подобранная деформационно-термическая обработка. Так как основное применение эти стали находят в автомобильной промышленности, деформация заключается в листовой прокатке, после чего выполняется отжиг. Листовая прокатка проводится при комнатной температуре для того, чтобы действовал механизм, обеспечивающий высокую пластичность и прочность TWIP-сталей – деформационное двойникование.

Глава 1 Обзор литературы

1.1 Общая характеристика стали

Высокомарганцевые стали были открыты Робертом Гадфильдом в 1888 году и на сегодняшний момент являются одним из наиболее перспективных материалов для применения в автомобилестроительной промышленности, благодаря сочетанию высокой прочности и удлинению при разрыве.

Исследование высокомарганцевых сталей началось с работ Роберта Гадфильда и было продолжено в работах Холла и Кривобока, которые в деталях описали микроструктуру стали Гадфильда. Они показали, что полностью аустенитная структура получается в результате термической обработки при температурах выше 500°C с последующей закалкой. Тофот и Линден в 1936 году показали, что углерод и марганец необходимы для стабилизации полностью аустенитной структуры в количествах, описываемых данной формулой (1.1):

$$\text{Вес.\%Mn} + 13 * \text{вес.\% C} \geq 17 \quad (1.1)$$

где C и Mn – это углерод и марганец, соответственно.

На рисунке 1.1 приведена сравнительная классификация сталей автомобильной промышленности [5].

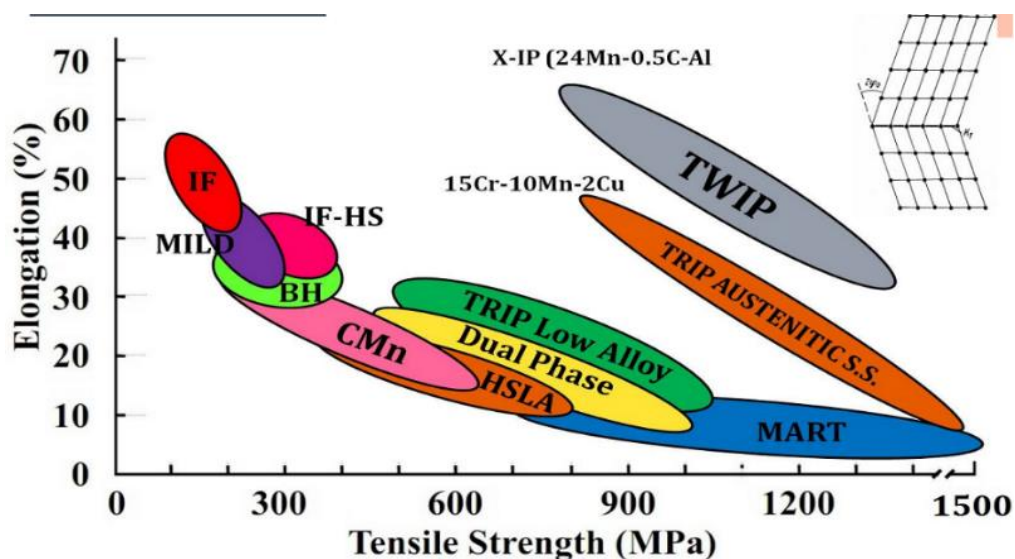


Рис. 1.1 Классификация сталей автомобильной промышленности

Оптимальное сочетание прочности и пластичности в этих аустенитных сталях, а также уменьшение их плотности достигается за счет комплексного легирования легкими элементами, такими как Al (и/или Si) с базовой системой сплава Fe-Mn-C. Сплавы системы Fe-Al-Mn-C были изучены по нескольким различным причинам. Среди этих причин: (I) высокие криогенные свойства, (II) сопротивление окислению при высокой температуре и (III) коррозионно стойкие стали в качестве потенциальной замены более дорогой Fe-Cr-Ni нержавеющей стали [6-12]. В частности, исследование системы Fe-Al-Mn-C для замены Fe-Cr-Ni-C нержавеющей стали [13] были активны до 1980-х годов, когда было решено заменять Cr и Ni менее дорогими Al и Mn [14-16]. Эти исследования привели к созданию нового класса автолистовых сталей.

Основным легирующим элементом в этих сталях является Mn. Он обеспечивает аустенитную структуру этих сталей при комнатной температуре. После охлаждения с температуры горячей прокатки TWIP стали имеют аустенитную структуру. При холодной прокатке TWIP стали остаются аустенитными независимо от степени обжатия.

Вторым по важности легирующим элементом в автолистовых аустенитных сталях является С. Его введение преследует две цели: во-первых, он стабилизирует аустенитную матрицу, что очень важно, поскольку эффективность С как аустенитообразующего элемента многократно выше, чем Мп, во-вторых, он повышает прочность автолистовой стали.

Упрочняющий эффект С в аустенитной матрице существенно ниже, чем в ферритной. Однако, частично это можно компенсировать повышением его содержания до 0.6%, содержание С в TWIP сталях может меняться в широких пределах от 0,3% до 0.8%.

Следует отметить, что, большинство TWIP сталей являются метастабильными материалами, равновесной фазой при комнатной температуре является феррит. Содержание Мп и С в TWIP сталях подбирается таким образом, чтобы температура образования мартенсита деформации лежала ниже комнатной, что обеспечивается при значении энергии дефектов упаковки (ЭДУ) больше 20 МДж/м².

Кроме того, стали дополнительно легируют Al или Si. Соотношение С/Мп, а также содержание Al, влияют на величину ЭДУ, которая определяет тип стали.

Предел текучести TWIP сталей составляет примерно 250 МПа, а предел прочности может достигать 1500 МПа, пластичность превышает 100%. То есть, эти стали демонстрируют совершенно уникальное сочетание прочности и пластичности. Стали с аустенитной матрицей проявляют TWIP эффект, если величина ЭДУ в них варьируется от 20 до 40 мДж/м². Такие значения ЭДУ достигаются при добавлении легирующих элементов в следующем количестве (в масс.%): Мп от 18 до 33, С до 0,6, а также Al и Si до 3%. В этих сталях деформационное упрочнение обеспечивается измельчением структуры до 20-40 нм за счет двойникования.

В тоже время TWIP стали имеют ряд недостатков, которые связаны с высоким содержанием Мп, что усложняет их металлургическое производство

и негативно влияет на ряд механических свойств, например, повышает чувствительность к содержанию водорода.

Другим существенным недостатком является низкий уровень предела текучести. Решением этой проблемы для стали данного химического состава является верно подобранная деформационно-термическая обработка.

1.2 Виды деформации при обработке материалов давлением

1.2.1 Продольная прокатка

Прокаткой называют процесс пластического деформирования тел между вращающимися приводными валками. Принципиальная схема прокатки приведена на рисунке 1.2.

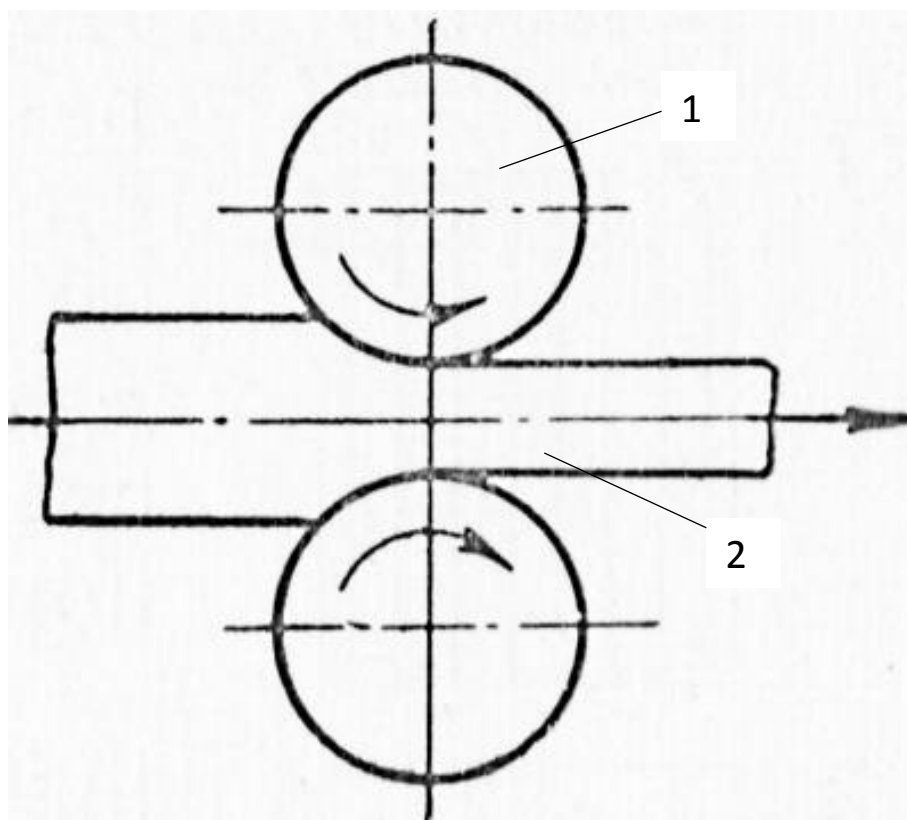


Рис.1.2 Принципиальная схема листовой прокатки. 1 – валки, 2 – обрабатываемый лист

Обрабатываемое тело, в общем случае называемое листом, пропускается между вращающимися валками, как показано на рисунке 2. Обрабатываемое тело (лист) втягивается в валки под действием сил трения на контакте. Листовая прокатка не обеспечивает достижение сверхбольших степеней

деформации, как кручение под гидростатическим давлением (КГД) или равноканальное угловое прессование (РКУП), но основным преимуществом листовой прокатки является возможность получения листов в промышленных масштабах, тогда как современный уровень развития техники не позволяет получать листы методами РКУП, КГД или всесторонней ковкой

1.2.2 Кручение под давлением

Схема современной установки для обработки методом кручения под гидростатическим давлением представлена на рисунке 1.3. Её отличие от наковальни Бриджмена заключается в углублении в нижней штанге установки. Это предотвращает вытекание образца и обеспечивается квазигидростатичность давления, что позволяет образцам долго деформироваться без разрушения. При вращении нижней наковальни образец деформируется простым сдвигом за счет сил поверхностного трения.

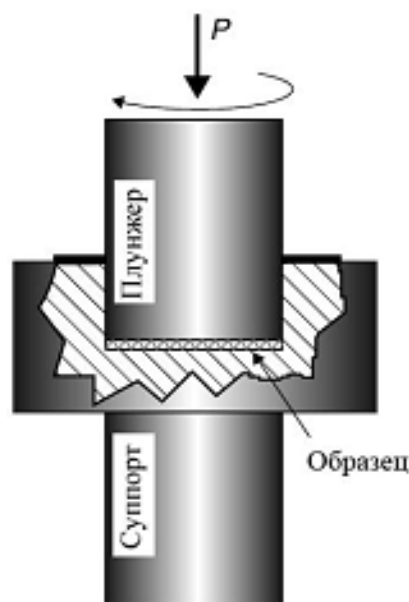


Рис.1.3 Схема интенсивной пластической деформации(ИПД) кручением под гидростатическим давлением (КГД). P – прилагаемая нагрузка

Первыми важными результатами КГД было получение среднего размера зерна $d_{\text{ср}}$ менее 100 нм ($P=6$ ГПа, $\varepsilon=7,1$, P – прилагаемая нагрузка, ε – общая степень деформации), уменьшение $d_{\text{ср}}$ с уменьшением энергии дефекта упаковки (ЭДУ), возможность низкотемпературной рекристаллизации монокристаллов никеля и меди, деформированных КГД (ε более 5) при температуре ниже гомологической температуры $\sim 0.4T_{\text{пл}}$, возможность фазовых превращений в железоникелевом сплаве, вызванных КГД (при $P=8-10$ ГПа $\varepsilon \approx 5$). При статическом сжатии для получения такого эффекта необходимо было бы применить нагрузку порядка 20-22 ГПа.

Принимая во внимание, что формирование нанокристаллической структуры идет под действием не только внешних, но и внутренних напряжений, которые не связаны с истинной деформацией, часто при исследовании структурообразования в процессе КГД оперируют не величинами деформации, рассчитанными по формуле, а количеством оборотов. Размер используемых при КГД образцов обычно не превышает 20 мм в диаметре и 1 мм по высоте. Тем не менее, метод КГД обеспечивает достаточно высокие приложенные напряжения для получения практически однородных структур с предельно измельченным зерном.

1.2.3 Равноканальное угловое прессование

В отличие от кручения под гидростатическим давлением, равноканальное угловое прессование (РКУП) позволяет получать достаточно массивные образцы сульфатомелкозернистой (УМЗ) структурой диаметром до 60 мм и длиной до 200 мм. Метод представляет собой деформацию, при которой образец продавливают через два пересекающихся под углом канала равного поперечного сечения. При прохождении заготовкой плоскости пересечения каналов осуществляется деформация простым сдвигом. Поперечные размеры заготовки при деформации остаются неизменными, позволяя тем самым осуществить многократную обработку одного образца,

что приводит к большим приложенным деформациям. Эквивалентная деформация, за один проход при РКУП с углом пересечения каналов 90° достигает $\varepsilon=1,15$. Деформированное состояние при простом сдвиге в процессе РКУП характеризуется высокой степенью однородности. Для осуществления РКУП деформация должна быть локализована в плоскости пересечения каналов. При многократной обработке возможны различные маршруты РКУП с поворотами заготовки вокруг оси прессования между проходами. Принципиальная схема РКУП представлена на рисунке 1.4.

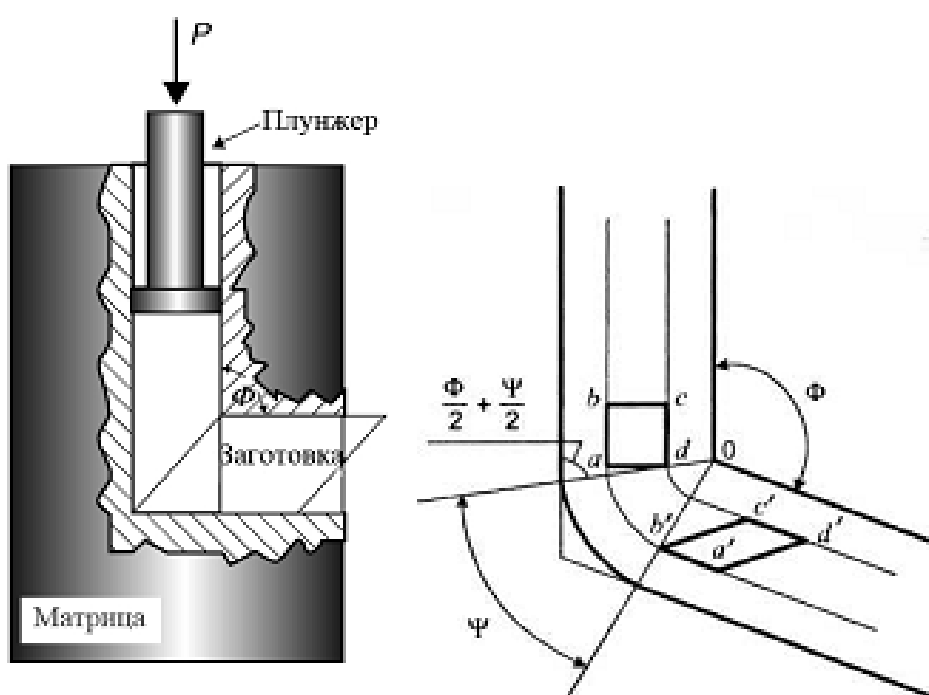


Рис.1.4Схема равноканального углового прессования (РКУП), где Φ – угол пересечения и Ψ – угол дуги искривления каналов.

Серия экспериментов на чистом Al с использованием оснастки со значениями Φ в диапазоне от 90° до $157,5^\circ$ показала, что ультрамелкозернистая структура с преимущественно равноосными зёрнами и с большеугловыми ориентировками границ структурных элементов

намного проще достигается при значении Φ близком к 90° . Влияние угла Ψ заметно только при $\Phi=90^\circ$.

Степень деформации при фиксированном $\Phi=90^\circ$ и $\Psi=0^\circ$ максимальна и равна 1,15 и монотонно уменьшается до 0,9, когда $\Psi=90^\circ$. В процессе прохождения через каналы при РКУП суммарные сдвиговые характеристики в кристаллическом образце могут быть изменены вращением между отдельными проходами, т.е. маршрутом РКУП, поэтому структурообразование в процессе деформации напрямую зависит от маршрута РКУП. Существуют три наиболее распространенных маршрута. Маршрут А представляет собой многократное прессование образца без поворота вокруг оси образца. В процессе прессования по маршруту В образцы между проходами поворачивают на 90° . Маршрут С предполагает вращение на 180° .

Исследования структуры чистого Al после РКУП по маршрутам А, В, С при комнатной температуре показали, что на процесс структурообразования, однородность структуры, равноосность зерен, долю большеугловых границ структурных элементов оказывает влияние не только степень деформации, но, в большей мере, геометрия оснастки и маршрут прессования. Наиболее быстрое превращение субзеренной структуры в преимущественно ультрамелкозернистую с высокоугловыми границами происходит при прессовании по маршруту В. Из разновидностей маршрута В: ВА с вращением по часовой и против часовой стрелки на 90° и ВС с вращением только по часовой стрелке на 90° , ВС – наиболее оптимальный маршрут для достижения субмикроструктурной (СМК) структуры из равноосных зерен с преимущественно большеугловой ориентировкой границ зерен. Таким образом, возможность получения объемного образца с ультрамелкозернистой структурой и преимущественно большеугловыми ориентировками границ зерен методом РКУП зависит от многих параметров: число проходов, маршрут, температура деформации, угол пересечения каналов, радиус закругления в месте пересечения каналов,

скорость прохода образца, материал образца, смазка, уменьшающая коэффициент трения между каналами и материалом.

1.2.4 Всесторонняя ковка

Суть метода (рисунок 1.5) заключается в проведении многоэтапной деформации в изотермических условиях. Каждый этап обработки состоит из нескольких высотных осадок заготовки со степенью деформации 40–60% и последующей ее протяжки на исходный размер. Поворот заготовки после каждого цикла осадки осуществляется так, чтобы ось ее симметрии была повернута на 90° по отношению к оси предыдущего цикла. Температурно-скоростной интервал деформации выбирается таким образом, чтобы обеспечить на каждом этапе обработки, формирование однородной структуры за счет прохождения в материале фрагментации и динамической рекристаллизации. Как правило, ковку осуществляют в интервале температур $0,5-0,7T_{пл}$ и скоростей деформации $10^{-4}-10^{-3} \text{ с}^{-1}$. Важное преимущество метода состоит в возможности равномерно прорабатывать все стороны заготовки и отсутствии необходимости изготовления специального инструмента для деформирования.

Недостатком метода является ограничение степени деформации, вносимой в материал за одну операцию осадки, связанное с необходимостью сохранения начальной формы объемной заготовки.

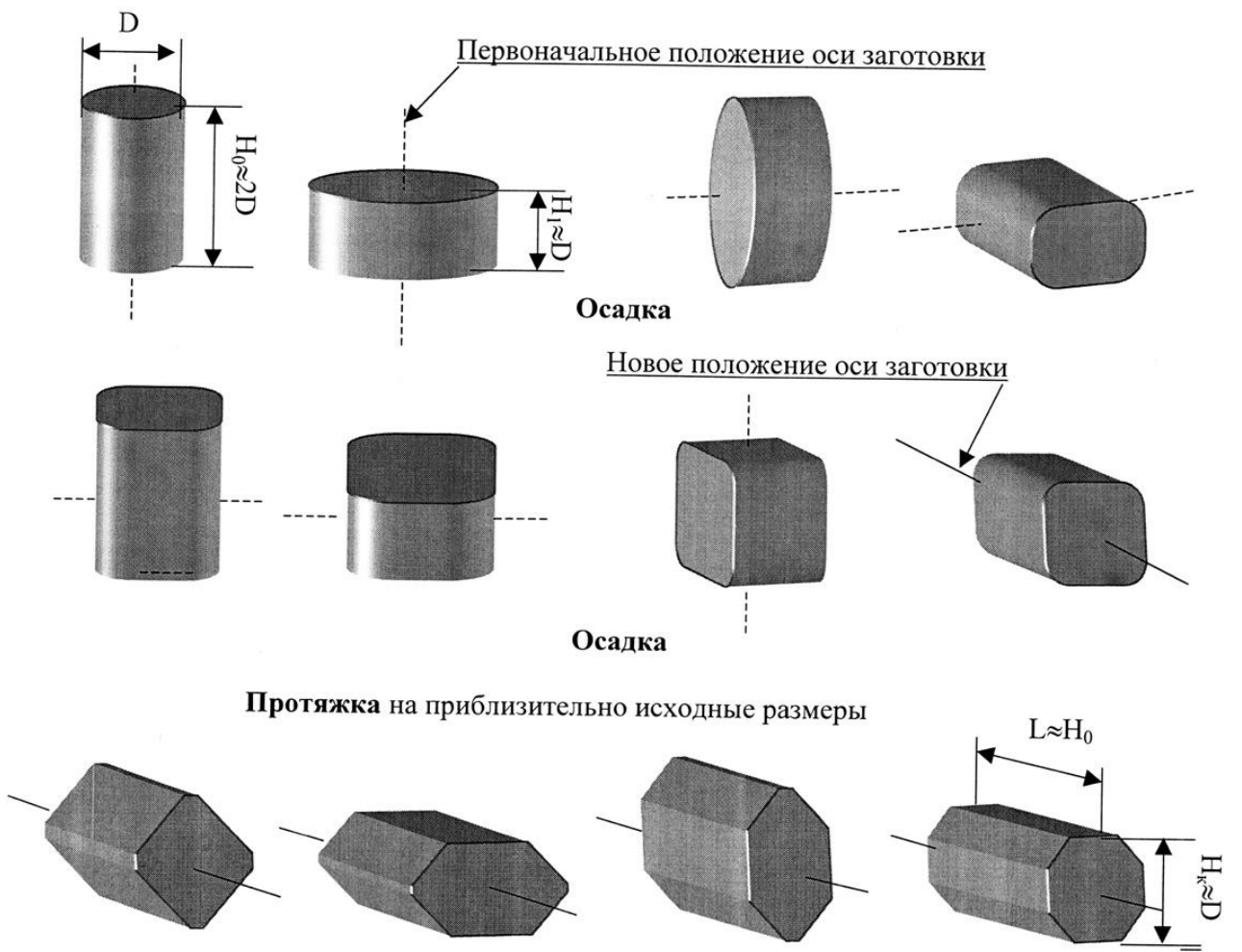


Рис.1.5 Схема всесторонней изотермическойковки

1.3 Влияние размера зерна на механические свойства TWIP стали. Закон Холла-Петча.

Размер зерен оказывает заметное влияние на явления, связанные с пределом текучести. Это влияние представлено на рисунке 1.7, который показывает изменение формы кривой напряжение - деформация для поликристаллического железа в широком интервале размеров зерен.

При уменьшении размера зерен вся кривая смещается в область более высоких напряжений, при этом возрастает значение предела текучести [17-18].

На рисунке 1.8 показаны различные кривые испытаний на растяжение холоднокатаных полос стали Fe-22Mn-0.6C с разным размером зерна. На рисунке 1.9 приведены зависимости предела текучести от размера зерна в этой стали.

Приведенные данные могут быть выражены с использованием стандартного выражения Холла-Петча:

$$\sigma_{0,2} = \sigma_0 + K_y/\sqrt{d} \quad (1.2)$$

где σ_0 – это внутреннее трение решетки, K_y – коэффициент упрочнения и d – размер зерна. Коэффициенты в данном выражении, позволяющие

наиболее точно описать экспериментальные данные: $\sigma_0 = 132$ МПа, $K_y = 449$ МПа для стали Fe-22Mn-0.6C. Наиболее подходящее значение предела текучести для сталей в автомобилестроении около 600-700 МПа. Согласно рисунку 1.8 такие значения могут быть достигнуты при размере зерна в 1 мкм. К сожалению, промышленные режимы, а точнее их ограничения, позволяют получить в данной стали минимальный размер зерна лишь 2.5 мкм. Таким образом максимальное значение предела текучести для полностью рекристаллизованных полос стали составляет 450 МПа.

1.4 Роль двойникования при деформационном упрочнении

Высокодеформационное упрочнение сталей класса TWIP является наиболее изучаемой темой в области механических свойств высокомарганцевых сталей [19-20]. Помимо всех возможных деформационных механизмов (двойникование, псевдо двойникование, DSA, барьеры Ломер-Коттрела), подходящих для описания и объяснения деформационного упрочнения сталей данного класса, лишь роль двойников в качестве препятствия для движения дислокаций всерьез принимается в расчет и оценивается. Происходит это в основном по следующим причинам:

- в отсутствии двойникования деформационное упрочнение гораздо ниже, как показано на рисунке 1.10 для стали Fe-30Mn, деформирующейся только скольжением дислокаций.

- даже в отсутствии атомов углерода в твердом растворе, сплав, который двойникуется, показывает значительное деформационное упрочнение.

Кроме того, группа ученых под руководством Ким показала, что двойникование является наиболее важным механизмом, объясняющим высокое деформационное упрочнение сталей класса TWIP [21].

Роль двойников в деформационном упрочнении впервые была описана Реми [22]. С целью взять в расчет большие скопления дислокаций, а не двойники, Реми предложил закон с использованием схожего с разработанным Холлом и Петчем подхода для описания влияния измельчения зерна в металлах. Принимая, что длина скопления дислокаций является средним расстоянием между границами двойника, общее напряжение течения может быть выражено следующим образом:

$$\sigma = \sigma_m + k \frac{\mu \cdot b}{t} n \quad (1.3)$$

где σ_m – это напряжение течения несдвойникованной матрицы, μ – модуль сдвига, b – вектор Бюргерса, n – число дислокаций в скоплении и t – среднее расстояние между соседними двойниками.

Согласно стереологическому анализу Фулмана[23], t связано с объемом двойников F и толщиной двойника e следующим соотношением:

$$\frac{1}{t} = \frac{1}{2e} \frac{F}{(1-F)} \quad (1.4)$$

Подставляя данное соотношение (1.4) в формулу (1.3) получим следующее выражение:

$$\sigma = \sigma_m + k \frac{\mu \cdot b}{e} \frac{F}{1-F} \quad (1.5)$$

Учитывая, что F является функцией от деформации, такой закон подходит для объяснения высокого деформационного упрочнения сталей

класса TWIP благодаря двойникованию. Следует отметить, что в данном случае механизм упрочнения является кинематическим, поскольку дальнедействующие напряжения вносятся скоплениями дислокаций.

Второй подход, применяемый для моделирования, был разработан на основании динамического сокращения длины свободного пробега дислокаций за счет двойниковых границ[24,25]. В этом подходе упрочнение чисто изотропное. Напряжение течения рассчитывается по классическому закону с учетом статистически расположенных дислокаций плотностью ρ :

$$\sigma_t = \alpha M \mu b \sqrt{\rho} \quad (1.6)$$

где α - это константа, M – средний фактор Тейлора, μ - модуль сдвига и b - вектор Бюргера.

Чтобы принять в расчет вклад двойникования в общее напряжение течения, был использован следующий составной закон:

$$d\gamma = (1 - F) \cdot d\gamma_g + \gamma_t \cdot dF \quad (1.7)$$

где γ_g – это сдвиговая деформация от дислокаций, γ_t – двойниковая сдвиговая деформация, равная $1/\sqrt{2}$ и F – объемная доля двойников. Фактор Тейлора связывает кумулятивную сдвиговую деформацию с макроскопической деформацией посредством выражения:

$$\gamma = M \cdot \varepsilon \quad (1.8)$$

Эволюция плотности статистически расположенных дислокаций с пластической деформацией происходит из конкуренции между аккумуляцией и аннигиляцией в результате динамического возврата и описывается выражением:

$$\frac{d\rho}{d\varepsilon_g} = M \cdot \left(\frac{1}{b \cdot L} + \frac{k}{b} \sqrt{\rho} - f \cdot \rho \right) \quad (1.9)$$

где L – это геометрический масштаб длины микроструктуры, k и f являются параметрами, напрямую связанными с пределом атермального деформационного упрочнения и динамическим возвратом.

В настоящем случае границы зерен и двойников приняты за главные препятствия для движения дислокаций. Таким образом L может быть выражено следующим уравнением:

$$\frac{1}{L} = \frac{1}{d} + \frac{1}{t} \quad (1.10)$$

где d – это размер зерна и t – среднее расстояние между двойниками.

Наконец, полная модель, включающая парное изотропное и кинематическое упрочнение, была предложена относительно недавно с целью описания очень высокого эффекта Баушингера и влияния размера зерна на деформационное упрочнение стали, как показано на рисунке 1.11 согласно работам Карамана с соавторами [26,27].

Дислокации данной системы скольжения останавливаются на границах зерен и двойников, вызывая обратные напряжения, которые препятствуют движению дислокаций того же знака. Такой прирост обратных напряжений может быть записан в виде:

$$\sigma_b = M \frac{\mu \cdot b}{L} n \quad (1.11)$$

где n – это число дислокаций, остановленных на границе.

Наконец, необходимо предложить закон эволюции для зависимости числа дислокаций, остановленных на границе зерна и двойника, от деформации. Поток дислокаций, прибывающих к границе в полосе скольжения, может быть рассчитан посредством следующего выражения:

$$\frac{dn}{d\varepsilon_g} = \frac{\lambda}{b} \left(1 - \frac{n}{n_0} \right) \quad (1.12)$$

где λ – это среднее расстояние между полосами сдвига, n_0 – это максимальное число дислокационных петель на границе. Отношение λ/b дает число дислокаций на полосы сдвига, геометрически необходимое для обеспечения деформации, а корректирующий член $(1-n/n_0)$ нужен для учета конечного числа мест, доступных для дислокаций на границе.

Было показано, что выражение (1.12) должно быть немного изменено с учетом насыщения границ дислокациями:

$$\frac{d\rho}{d\varepsilon_g} = M \cdot \left(\frac{1 - n/n_0}{b \cdot L} + \frac{k}{b} \sqrt{\rho} - f \cdot \rho \right) \quad (1.13)$$

Модель требует выражения, описывающего эволюцию сдвойникованной доли с деформацией. В отсутствие проверенной физической модели был выбран эмпирической закон:

Для $\varepsilon > \varepsilon_{\text{начал}}$:

$$F = F_0 (1 - e^{-\beta(\varepsilon - \varepsilon_{\text{начал}})}) \quad (1.14)$$

где $\varepsilon_{\text{начал}}$, F_0 , β и m – эти коэффициенты и должны быть определены.

Рисунки 1.11 и 1.12 показывают хорошее совпадение между моделью и экспериментальными данными касательно эволюции обратных напряжений и полного напряжения течения с параметрами, приведенными в таблице 1.

1.5 Влияние химического состава на виды деформационных превращений

Различное содержание легирующих элементов оказывает влияние на фазовые превращения в стали. Марганец является аустенитобразующим элементом, поэтому при добавлении его в железо можно получить аустенитные стали. В марганцевых сталях наблюдаются два типа мартенситных превращений: $\gamma \rightarrow \alpha$ и $\gamma \rightarrow \epsilon$; ϵ -мартенсит представляет собой пересыщенный раствор углерода в ГП решетке.

Концентрационные интервалы существования указанных фаз в закаленных марганцевых сталях зависят от содержания Mn. Увеличение содержания Mn приводит к увеличению удельного объема ϵ -мартенсита, а увеличение содержания Ni приводит к увеличению удельного объема α' -мартенсита. Марганец влияет на структуру закаленных сталей следующим образом:

- 1) в сплавах железа, содержащих до 10 вес.% марганца, при охлаждении ниже M_n образуется ферромагнитный α' -мартенсит;
- 2) при концентрации марганца от 10 до 14,5% количество α' -мартенсита уменьшается, появляется ϵ -мартенсит и остаточный аустенит. Структура является трехфазной ($\alpha + \epsilon + \gamma$);

3) при концентрации марганца от 14,5 до 27% наблюдается двухфазная ($\epsilon+\gamma$) структура, количество ϵ -мартенсита в значительной степени зависит от содержания марганца: максимальное количество ϵ -фазы наблюдается в сталях с 17... 18% марганца;

4) при содержании марганца в твердом растворе больше 27% материал является аустенитным.

Кристаллы ϵ -мартенсита неферромагнитны. В марганцевых аустенитных сталях с $M_H < 20^\circ\text{C}$ (и даже $M_H < -196^\circ\text{C}$) в результате деформации может появляться ϵ -мартенсит деформации. Следовательно, M_H таких сталей выше 20°C . Превращение аустенита может проходить в этом случае по схеме: $\gamma \rightarrow$ деформационные двойники $\rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha$.

Мартенситная точка повышается при легировании алюминием и кобальтом, снижается при легировании марганцем, молибденом, кремнием, ванадием и хромом. Все указанные химические элементы образуют твердые растворы замещения, а углерод и азот, значительно снижающие M_H — твердые растворы внедрения.

На рисунке 1.13 представлена диаграмма влияния Mn на мартенситное превращение в сталях. Марганец, более резко снижающий $T_0^{\gamma \rightarrow \alpha}$, оставляет без существенных изменений $T_0^{\gamma \rightarrow \epsilon}$ вплоть до $\sim 30\%$ Mn, что обеспечивает развитие $\gamma \rightarrow \epsilon$ превращения в стали.

Углерод и азот в количестве $< 0,3\%$ не подавляют существенно деформационное мартенситное превращение $\gamma \rightarrow \epsilon$, но резко снижают температуру $M_H^{\gamma \rightarrow \epsilon}$ и ограничивают область $\gamma \rightarrow \epsilon$ превращения при охлаждении. Поэтому присутствие элементов внедрения в виде примесей или умеренное легирование ими сталей обеспечивают получение аустенита, стабильного при глубоком охлаждении, но способного к активному

деформационному превращению $\gamma \rightarrow \varepsilon$. Для подобных сталей, в отличие от сталей с деформационным мартенситным превращением $\gamma \rightarrow \alpha'$, характерна значительная ($>200^\circ\text{C}$) разница температур M_H и M_D [28-32].

1.6 Актуальность и значимость исследования

Изучение механизмов формирования микроструктуры в процессе холодной прокатки позволит значительно оптимизировать процесс получения необходимой структуры с заданным уровнем механических свойств изготавливаемых изделий. Сокращение затратных операций из технологического процесса позволит снизить затраты на тепло- и электроэнергию. Сокращение продолжительности технологических операций позволит экономить время, увеличив тем самым производительность процесса, что будет способствовать снижению себестоимости выпускаемой продукции. Следует отметить, что прокатка является наиболее производительным и дешевым методом получения стальных полуфабрикатов благодаря свойственной ей непрерывности рабочего процесса. Кроме того, производство катаных полуфабрикатов из аустенитных TWIP-сталей с повышенными прочностными свойствами откроет дополнительные возможности применения таких материалов.

Потенциальными потребителями научного результата являются промышленные предприятия, производящие лист и сортовой прокат. Разработанные способы деформационно-термической обработки стали могут быть использованы такими предприятиями как ООО «Дженерал Моторз Авто» (г. Санкт-Петербург), ООО «Фольксваген Рус» (г. Калуга), ООО "Соллерс Дальний Восток" (г. Владивосток).

Благодаря исследованиям, направленным на изучение различных режимов деформационно-термических обработок TWIP сталей можно повысить комплекс механических свойств, получить оптимальное соотношение прочности и пластичности, а также проводить обработку

материала, не прибегая к сложным технологическим установкам, с целью снижения себестоимости продукта.

1.7 Постановка задач исследования

Данная сталь имеет низкий предел текучести, поэтому верно подобранная деформационно-термическая обработка позволяет повысить предел текучести TWIP-сталей до требуемых значений. Так как основное применение эти стали находят в автомобильной промышленности, деформация заключается в листовой прокатке, после чего выполняется отжиг. Листовая прокатка проводится при комнатной температуре для того, чтобы ЭДУ попадала в требуемый диапазон значений. В связи с этим целью данной работы является:

Выявление оптимальных режимов деформационно-термической обработки, приводящих к развитию микроструктуры, обеспечивающей наилучший комплекс механических свойств.

Для достижения поставленной цели, решались следующие задачи:

- 1) Изучить влияние холодной прокатки и температуры отжига на изменение микроструктуры TWIP-стали.
- 2) Изучить влияние холодной прокатки и температуры отжига на изменение механических свойств TWIP-стали.
- 3) Выявить микроструктуру, обеспечивающую оптимальные механические свойства.

Глава 2 Описание материала и методик исследования

2.1 Описание материала исследования

2.1.1 Характеристика материала

Для проведения исследований использовали высокомарганцевую аустенитную сталь класса TWIP следующего химического состава: Fe – 18%Mn – 0.6%C – 1.5%Al.

Для определения элементного состава стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al количественным методом был использован рентгено-флуоресцентный спектрометр ARL OPTIM'X.

Таблица 2.1

Химический состав стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al.

Элемент	C	Mn	Al	Si	Cr	S	P	Fe
Кол-во (масс. %)	0.62	17.5	1.5	0.03	0.04	0.007	0.017	ост.

2.1.2 Влияние легирующих элементов на фазовые превращения стали

В диапазоне от 5 до 25 масс.% Mn при комнатной температуре имеет место многофазная структура с преобладанием α' -мартенсита, который при повышении содержания Mn, замещается ϵ -мартенситом. Оба типа мартенсита могут образоваться как при содействии напряжений, так и их образование может вызываться пластической деформацией. Для предотвращения мартенситного превращения требуется либо повысить Mn выше 27%, либо ввести C [33]. Сподавляет образование мартенсита деформации. Добавление большего количества C приводит к образованию карбидов типа M_3C .

Элементы C, Mn, Al, влияют на величину энергии дефекта упаковки. График влияния содержания Mn, Al и C приведен на рисунке 2.1. Из графика видно, что, увеличивая содержание Al, можно создать TWIP сталь с

пониженным содержанием Мп и С, при условии, что ЭДУ стали будет лежать выше поверхности 20 мДж/м². Использование этих графиков позволяет разработать TWIP стали с различным содержанием С, Мп, Al, но с одинаковой величиной ЭДУ [34].

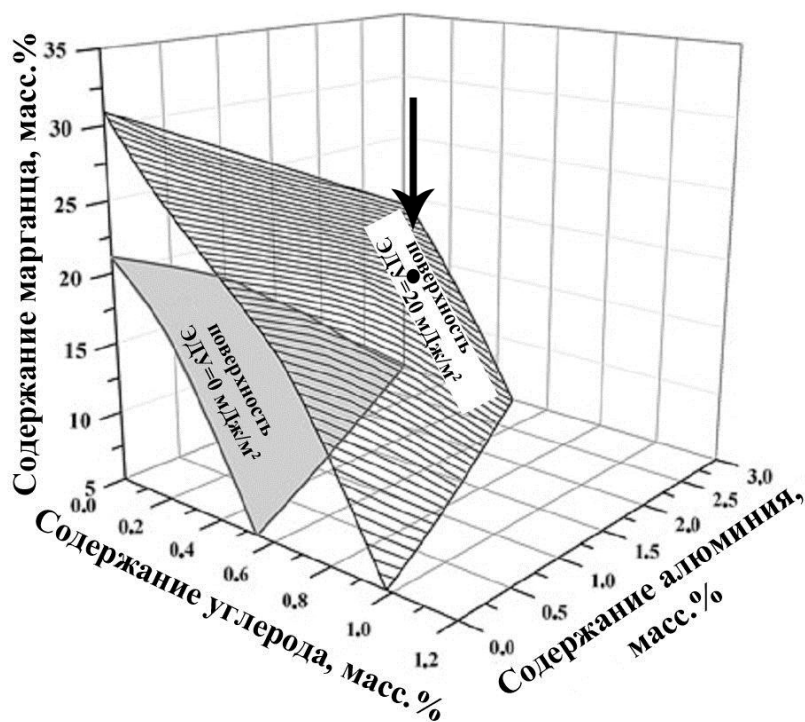


Рис.2.1 Расчетное влияние химического состава на ЭДУ сталей системы Fe-Mn-Al-C. Точкой на диаграмме отмечена исследуемая сталь.

Из рисунка 2.1 видно, что величина энергии дефекта упаковки стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al составляет около 20 мДж/м², что соответствует области TWIP-эффекта.

2.2 Методика пластической деформации

В качестве метода пластической деформации была выбрана продольная прокатка. Схема проведения продольной прокатки представлена на рисунке 2.2.

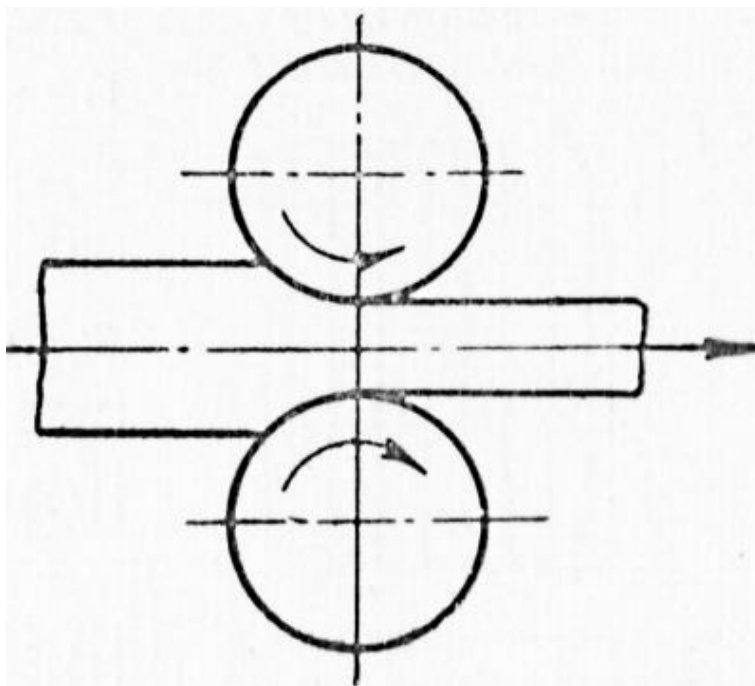


Рис.2.2 Принципиальная схема листовой прокатки. 1 – валки, 2 – обрабатываемый лист.

Пластическую обработку TWIP-стали методом листовой прокатки проводили на реверсивном двухвалковом прокатном стане фирмы HANKOKM-TECHINDUSTRIESCOLTD марки 2 HIROLLINGMILLDRAWING при комнатной температуре. Образцы были деформированы с толщины 10 мм до 8, 6, 4 и 2 мм, что соответствует 20, 40, 60 и 80% сужения при прокатке. Шаг деформации составил 10%.

2.3 Методика термической обработки

Отжиг образцов высокомарганцевой стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al, прокатанных до различных степеней деформации, выполнялся при температурах 400-700 °С в электрической печи LT 5/12/B180 NaberthernCmbH в течение 30 минут.

После предварительной маркировки образцы высокомарганцевой стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al помещались в предварительно нагретую до необходимой температуры печь с помощью специального захвата и с использованием защитных перчаток и маски. Время нагрева выбиралось в соответствии с размером образца. По истечении необходимого времени изъятие образцов из печи осуществлялось быстро с соблюдением мер безопасности и с последующей закалкой образцов в воду.

Данным методом был проведен отжиг 16 образцов (4 отожгли при температуре 400°С, 4 при температуре 500°С, 4 при температуре 600°С и остальные 4 при температуре 700°С). Время отжига для всех образцов составило 30 минут.

2.4 Методика микроструктурных исследований

2.4.1 Просвечивающая электронная микроскопия

Электронно–микроскопические исследования проводили на просвечивающем электронном микроскопе(ПЭМ) JEOL–2100 при ускоряющем напряжении 200 кВ.

Количественная оценка структуры с помощью ПЭМ позволяет определить размер субзерен и плотность дислокаций из микрофотографий с тонких фольг.

Для выявления тонкой структуры сплава готовили фольги из массивных образцов. Заготовкой для получения фольг служила пластина толщиной 0,3–0,5 мм, вырезанная на станке электроэрозионной резки Sodick.

После механической шлифовки пластины до толщины 0,1–0,2 мм из него вырезался диск диаметром 3 мм, и на нем проводилось окончательное электрохимическое утонение фольг в 10%–м растворе хлорной кислоты в уксусной при напряжении 23 В с использованием установки электролитической полировки Struers TENUPOL–5. Готовые фольги промывали в дистиллированной воде, затем в ацетоне и тщательно просушивали.

2.4.2 Растровая электронная микроскопия

Разориентировку границ зерен определяли методом анализа картин дифракции обратно рассеянных электронов(EBSD-анализа) в растровом электронном микроскопе Quanta600 3D с приставками для локального химического анализа и определения разориентировок для анализа картин микродифракции отраженных электронов. Границы с углом разориентировки менее 2° в исследованиях не учитывались.

Средний угол разориентировки границ кристаллитов определяли как:

$$\theta_{cp} = \frac{\sum(\theta_i \cdot N_i)}{\sum N_i}, \quad (2.1)$$

где θ_{cp} – средний угол разориентировки, (°); θ_i – угол разориентировки i -той границы, (°); N_i – количество границ с углом разориентировки θ_i .

2.5 Методика механических испытаний

2.5.1 Испытания на растяжение

Для оценки механических свойств высокомарганцевой стали проводили статические испытания на растяжение пропорциональных плоских образцов на универсальной машине Instron 5882 при температуре 20°C и скорости деформирования 2 мм/мин.

Из заготовки вырезались плоские образцы с размерами рабочей части 1,5×3×16 мм (рисунок 2.3).

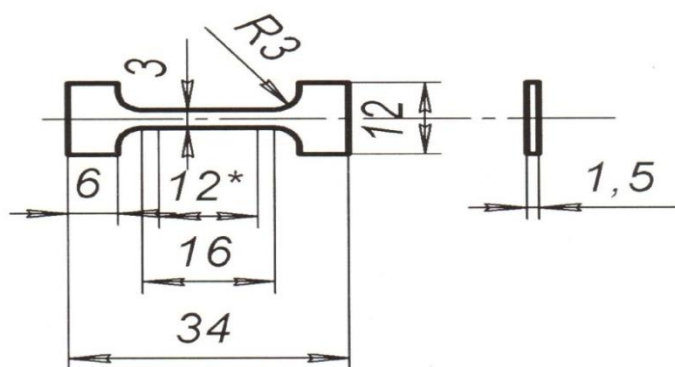


Рис. 2.3 Чертеж образца для механических испытаний на растяжение

. По результатам испытания образцов при комнатной температуре оценивали предел текучести ($\sigma_{0.2}$), предел прочности (σ_B) и относительное удлинение (δ) по методикам, описанным в ГОСТ 1497-84[35] и ГОСТ 9651-84[36], соответственно.

Вырезку образцов проводили на станке электроэрозионной резки с толщиной режущей медной проволоки 0,2 мм. Образцы вырезали вдоль продольной оси стальных поковок. При изготовлении образцов принимали меры, исключая возможность изменения свойств стали при нагреве или наклепе, возникающие в результате механической обработки. Глубина резания при последнем проходе не превышала 0,3 мм. Заусенцы на гранях плоских образцов удалялись механическим способом без повреждения поверхности образца, путем зачистки на шлифовальном круге. Значение параметров шероховатости обработанных поверхностей R_z образцов не превышало 20 мкм – для боковых поверхностей в рабочей части плоского образца. Испытания проводили на двух и более образцах. Применяли пропорциональные плоские образцы толщиной в рабочей части 1,0 мм с начальной расчетной длиной l_0 .

$$l_0 = 5,65 \sqrt{F_0} \quad (2.2)$$

где F_0 – начальная площадь поперечного сечения рабочей части образца.

Отношение между шириной и толщиной плоских образцов не превышало 8:1. Способ крепления предупреждал проскальзывание образцов в захватах, смятие опорных поверхностей, деформацию головок и разрушение образца в местах перехода от рабочей части к головкам и в головках. Предельные отклонения по толщине плоских образцов не более 0,1 мм. Рабочая длина образцов L составляла:

$$L = l_0 + 2\sqrt{F_0} \quad (2.3)$$

Механические испытания проводили на универсальной машине Instron 5882 с автоматической регистрацией значений деформирующей нагрузки и удлинения образца. Запись данных осуществлялась на персональный компьютер с помощью специального программного обеспечения разработанного фирмой Instron.

Измерения геометрических размеров образцов для определения начальной площади поперечного сечения проводили с погрешностью не более 0,5%. Измерение размеров образцов до испытания проводили не менее, чем в трех местах – в средней части и на границах рабочей длины. За начальную площадь поперечного сечения образца в его рабочей части принимали наименьшее из полученных значений на основании произведенных измерений с округлением до 0,01 мм². Величину начальной расчетной длины округляли в большую сторону до ближайшего числа, кратного 5, при условии, что различие между вычисленным и установленным значениями не превышает 10%. Начальную расчетную длину ограничивали на рабочей длине образца рисками и измеряли с помощью инструментального микроскопа с погрешностью измерения менее 0,1 мм. Для пересчета относительного удлинения после разрыва с отнесением места разрыва к середине и для определения относительного равномерного удлинения по всей рабочей длине образца наносили метки через каждые 5 мм. Нанесение меток проводили с помощью металлической линейки.

Предел текучести условный с допуском на величину пластической деформации при нагружении $\sigma_{0,2}$ определяли по диаграмме деформации, полученной на испытательной машине. Для определения предела текучести условного по диаграмме растяжения вычисляли величину пластической деформации с учетом установленного допуска, исходя из длины рабочей части образца или начальной расчетной длины по тензOMETру. Найденную величину увеличивали пропорционально масштабу диаграммы и отрезок полученной длины ОЕ откладывали по оси удлинения от точки О (рисунок 2.4). Из точки Е проводили прямую, параллельную ОА. Точка пересечения прямой с диаграммой соответствует усилию предела текучести условного при установленном допуске на величину пластической деформации. Предел текучести условный ($\sigma_{0,2}$), Н/мм² (кгс/мм²), вычисляли по формуле:

$$\sigma_{0,2} = \frac{P_{0,2}}{F_0} \quad (2.4)$$

Для определения временного сопротивления σ_B образец подвергали растяжению под действием плавно возрастающего усилия до разрушения. Наибольшее усилие, предшествующее разрушению образца, принимали за усилие P_{max} , соответствующее временному сопротивлению. Временное сопротивление (σ_B), Н/мм² (кгс/мм²), вычисляли по формуле:

$$\sigma_B = \frac{P_{max}}{F_0} \quad (2.5)$$

Для определения конечной расчетной длины образца l_k разрушенные части образца плотно складывали так, чтобы их оси образовали прямую линию. Измерение конечной расчетной длины проводили с помощью инструментального микроскопа измерением расстояния между метками,

ограничивающими расчетную длину. Относительное удлинение образца после разрыва (δ) в процентах вычисляли по формуле:

$$\delta = \frac{(l_k - l_0) \cdot 100}{l_0} \quad (2.6)$$

Результаты испытаний не учитывали при разрыве образца в захватах испытательной машины или за пределами расчетной длины образца.

Диаграммы деформации, т.е. зависимости напряжений течения от степени пластической деформации, строили по экспериментальным диаграммам растяжения. Текущее напряжение течения σ_i рассчитывали как отношение текущего усилия деформирования P_i к начальной площади поперечного сечения F_0 . Текущую степень пластической деформации ε_i рассчитывали по формуле:

$$\varepsilon_i = \left(\frac{\Delta l_i}{l_0} - \frac{\sigma_i(\Delta l_p - l_k)}{\sigma_p} \right) \cdot 100\%, \quad (2.7)$$

где Δl_i – текущее удлинение по диаграмме растяжения; l_0 – начальная расчетная длина, Δl_p – удлинение в момент разрыва образца по диаграмме растяжения; l_k – конечная расчетная длина образца; σ_p – напряжение течения, соответствующее удлинению Δl_p (рисунок 2.5).

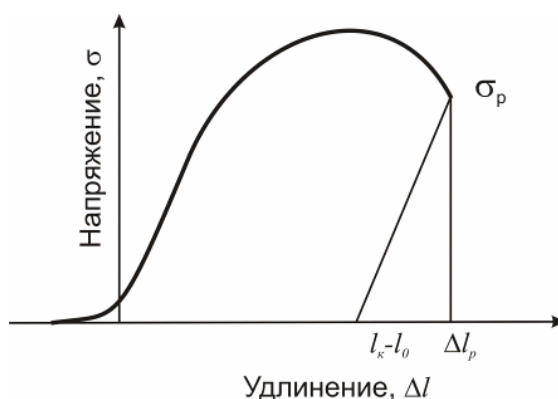


Рис. 2.5 Определение степени пластической деформации

2.5.2. Измерение микротвердости по Виккерсу

Для измерения микротвердости по Виккерсу поверхность образцов высокомарганцевой стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al была специально подвергнута механической обработке. В результате механической обработки на образцах были получены плоскопараллельные зеркальные поверхности без царапин.

Метод измерения микротвердости по Виккерсу заключается во внедрении алмазной четырехгранной пирамидки с углом при вершине 136° (индентора) в исследуемый образец, перпендикулярно его поверхности и измерении сопротивления образца деформации. В ходе испытания подбирается нагрузка и время внедрения индентора [37].

Измерение микротвердости производилось на цифровом микротвердомере MicroVickersHardnessTesterdigitalautoturret (model 402 MVD).

Плоскопараллельный образец помещается на столик, затем выбирается место для внедрения индентора, причем чистота выбранной поверхности от видимых дефектов играет большую роль в точности определения численных значений твердости. Затем наносится отпечаток с заданной величиной нагрузки 3Н (HV0,3) и временем выдержки 10 сек. Диагонали полученного отпечатка измеряются и усредняются, и на их основе подсчитываются значения твердости HV (МПа). Количество отпечатков на одном образце должно быть не менее десяти, для того чтобы в результате последующей статистической обработки полученные результаты были наиболее близки к истинным, с уменьшением погрешности доверительного интервала.

Все исследования были проведены с использованием оборудования ЦКП «Диагностика структуры и свойств наноматериалов» НИУ БелГУ.

Глава 3 Результаты исследований и их обсуждение

3.1 Исследование микроструктуры высокомарганцевой TWIP-стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al

3.1.1 Исследование исходной микроструктуры высокомарганцевой TWIP-стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al

Микроструктура исходной высокомарганцевой TWIP-стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al достаточно однородна и состоит из аустенитных зерен со средним размером 43 мкм, содержащих равномерное распределение двойников (рисунок 3.1).

3.1.2 Исследование микроструктуры высокомарганцевой TWIP-стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al после холодной прокатки

Микроструктура высокомарганцевой TWIP-стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al после холодной прокатки состоит из деформированных зерен, вытянутых вдоль направления прокатки. У образцов, деформированных до 20% обжатия (рисунок 3.2(а,б)), наряду с исходными аустенитными зернами присутствуют деформированные зерна, вытянутые в направлении прокатки с двойниками деформации в благоприятно ориентированных зернах. Малоугловым границам соответствует угол разориентировки равный 2-15°, а у большеугловых границ угол разориентировки равен 15-60°.

Обратные полюсные фигуры соответствуют направлению прокатки (НП). На EBSD-карте малоугловые и большеугловые границы показаны белыми и черными линиями, соответственно. Двойниковые границы $\Sigma 3$ выделены красным цветом.

При увеличении степени обжатия до 40% (рисунок 3.2 (в,г)) зерна продолжают вытягиваться вдоль направления прокатки. Двойники деформации присутствуют во всех зернах.

Обратные полюсные фигуры соответствуют направлению прокатки (НП). На EBSD-карте малоугловые и большеугловые границы показаны белыми и черными линиями, соответственно. Двойниковые границы $\Sigma 3$ выделены красным цветом.

При увеличении степени обжатия от 60% до 80% зерна сильно вытянуты в направлении прокатки (рисунок 3.3(а-г)). На изображениях качества картины видны полосы, которые не идентифицированы, как двойники деформации за счет их наноразмера, поскольку шаг съемки составил 50 нм, а размер двойника составляет ~ 20-40 нм.

Данные микроструктурные изменения подтверждают изображения с просвечивающего электронного микроскопа, представленные на рисунках 3.4-3.8.

На рисунке 3.4 показано светлопольное ПЭМ-изображение микроструктуры образца, подвергнутого холодной прокатке на 20%. Направление прокатки НП на рисунке указано стрелкой. Холодная прокатка исходного образца высокомарганцевой автомобильной TWIP-стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al до 20% деформации приводит к скольжению полных и частичных дислокаций, а также к образованию большого количества деформационных двойников в благоприятно ориентированных зёрнах. Заметно образование деформационных двойников в виде группы тонких и прямых полос.

Дальнейшая деформация образцов высокомарганцевой автомобильной TWIP стали в ходе прокатки приводит к утонению и вытягиванию зерен в направлении прокатки. Аналогично, в направлении деформации разворачиваются ранее образовавшиеся деформационные двойники (рисунок 3.5). При 40% деформации холодной прокаткой новые двойники деформации появляются практически во всех зернах. В результате такого интенсивного двойникования происходит образование сложной микроструктуры, состоящей из часто расположенных тонких двойников, появившихся в аустенитной матрице между ранее образованными деформационными двойниками.

При увеличении степени прокатки образцов высокомарганцевой автомобильной TWIP стали до 60% происходит дальнейшее утонение и вытягивание зерен в направлении прокатки. Вместе с зернами далее в

направлении деформации разворачиваются ранее образовавшиеся деформационные двойники. Кроме вышеуказанных процессов происходит образование полос микросдвига, проходящих сквозь зёрна и перерезающих ранее образовавшиеся двойники деформации (рисунок 3.6). Полосы микросдвига образуются в виде области локализованного сдвига.

При самой большой степени деформации холодной прокаткой – 80% все сдвойникованные во время деформации образца высокомарганцевой автомобильной стали области поворачиваются. Поворот происходит таким образом, что границы двойников становятся практически параллельными плоскости прокатки. На микрофотографии становится невозможно определить, где аустенитная матрица, а где деформационные двойники, они становятся равновеликими (рисунок 3.8). Полосы микросдвига уширяются в процессе дальнейшей деформации и сливаются единую сеть полос, становясь полосами макросдвига, разбивающими структуру на отдельные сдвойникованные области (рисунок 3.7). Сами полосы макросдвига состоят из сильно разориентированных кристаллитов.

Пунктирной линией обозначена полоса макросдвига (ПС)

. Видно очень плотное расположение наноразмерных двойников деформации, практически сонаправленных с направлением деформации холодной прокаткой. Стрелкой отмечено направление прокатки (НП)

3.1.3 Исследование микроструктуры высокомарганцевой TWIP-стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al после холодной прокатки и последующих отжигов

Обратные полюсные фигуры соответствуют направлению прокатки (НП). На EBSD-карте малоугловые и большеугловые границы показаны белыми и черными линиями, соответственно. Двойниковые границы $\Sigma 3$ выделены красным цветом.

В результате отжига при температуре 400°C образцов с 20% до 80% обжатия при холодной прокатке в течение 30 минут структура стали не изменилась. На рисунках 3.8(а-г) и 3.9(а-г) отчетливо видны деформированные зерна, вытянутые в направлении прокатки. Можно сделать вывод о том, что процесс рекристаллизации при данной температуре не протекает для всех образцов.

Обратные полюсные фигуры соответствуют направлению прокатки (НП). На EBSD-карте малоугловые и большеугловые границы показаны белыми и черными линиями, соответственно. Двойниковые границы $\Sigma 3$ выделены красным цветом.

Отжиг при температуре 500°C так же не приводит к изменению микроструктуры высокомарганцевой TWIP-стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al. На рисунках 3.10(а-г) и 3.11(а-г) видны зерна, вытянутые в направлении

прокатки. В образце, прокатанном до 20 % обжатия, не во всех зернах присутствуют двойники.

Обратные полюсные фигуры соответствуют направлению прокатки (НП). На EBSD-карте малоугловые и большеугловые границы показаны белыми и черными линиями, соответственно. Двойниковые границы $\Sigma 3$ выделены красным цветом.

Обратные полюсные фигуры соответствуют направлению прокатки (НП). На EBSD-карте малоугловые и большеугловые границы показаны белыми и черными линиями, соответственно. Двойниковые границы $\Sigma 3$ выделены красным цветом.

При температуре отжига 600°C во всех образцах, кроме одного, деформированного до 20% обжатия, протекают процессы рекристаллизации (рисунок 3.12).

Обратные полюсные фигуры соответствуют направлению прокатки (НП). На EBSD-карте малоугловые и большеугловые границы показаны белыми и черными линиями, соответственно. Двойниковые границы $\Sigma 3$ выделены красным цветом.

У образца, деформированного до 40% обжатия (рисунок 3.13) наблюдается частично рекристаллизованная структура. Наряду с деформированными зернами видны новые равноосные зерна. Доля рекристаллизованных зерен составляет 58%. Средний размер рекристаллизованных зерен 2,3 мкм.

Обратные полюсные фигуры соответствуют направлению прокатки (НП). На EBSD-карте малоугловые и большеугловые границы показаны белыми и черными линиями, соответственно. Двойниковые границы $\Sigma 3$ выделены красным цветом

У образца, прокатанного до 60% обжатия, наблюдается полностью рекристаллизованная структура со средним размером зерна 1,7 мкм (рисунок 3.14).

Обратные полюсные фигуры соответствуют направлению прокатки (НП). На

EBSD-карте малоугловые и большеугловые границы показаны белыми и черными линиями, соответственно. Двойниковые границы $\Sigma 3$ выделены красным цветом.

У образца, прокатанного до 80% обжатия и отожженного при температуре 600°C (рисунок 3.15), наблюдается полностью рекристаллизованная структура со средним размером зерна 0,8 мкм. Заметно увеличение размера зерна в полосе сдвига, в которой рекристаллизационные процессы активизируются раньше, в результате чего начинается процесс собирательной рекристаллизации.

Обратные полюсные фигуры соответствуют направлению прокатки (НП). На EBSD-карте малоугловые и большеугловые границы показаны белыми и черными линиями, соответственно. Двойниковые границы $\Sigma 3$ выделены красным цветом.

При температуре отжига 700°C рекристаллизационные процессы протекают во всех образцах. В образце, деформированном до 20% обжатия, наблюдается частично рекристаллизованная структура. Размер рекристаллизованных зерен 4,8 мкм. (рисунок 3.16)

Обратные полюсные фигуры соответствуют направлению прокатки (НП). На EBSD-карте малоугловые и большеугловые границы показаны белыми и черными линиями, соответственно. Двойниковые границы $\Sigma 3$ выделены красным цветом.

Отжиг при температуре 700°C образца, деформированного до 40% обжатия, приводит к полностью рекристаллизованной структуре со средним размером зерен 4,6 мкм (рисунок 3.17).

Обратные полюсные фигуры соответствуют направлению прокатки (НП). На EBSD-карте малоугловые и большеугловые границы показаны белыми и черными линиями, соответственно. Двойниковые границы $\Sigma 3$ выделены красным цветом.

Отжиг при температуре 700°C образца, прокатанного до 60 % обжатия приводит к полностью рекристаллизованной мелкозернистой структуре со средним размером зерен 1,5 мкм (рисунок 3.18).

Отжиг при температуре 700°C образца, прокатанного до 80 % обжатия приводит к дальнейшему измельчению зерна до размера 1,2 мкм (рисунок 3.19).

Обратные полюсные фигуры соответствуют направлению прокатки (НП). На EBSD-карте малоугловые и большеугловые границы показаны белыми и черными линиями, соответственно. Двойниковые границы $\Sigma 3$ выделены красным цветом.

Обратные полюсные фигуры соответствуют направлению прокатки (НП). На EBSD-карте малоугловые и большеугловые границы показаны белыми и черными линиями, соответственно. Двойниковые границы $\Sigma 3$ выделены красным цветом.

3.2 Исследование механических свойств высокомарганцевой стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al после холодной прокатки и последующих отжигов

3.2.1 Измерение микротвердости по Виккерсу

Микротвердость высокомарганцевой стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al в исходном состоянии составила 187,8 HV.

Влияние температуры отжига на разупрочнение образцов стали, прокатанных до 20, 40, 60 и 80% обжатия, представлено на рисунке 3.20.

Холодная прокатка приводит к двукратному повышению микротвердости стали до 380 HV после 20% обжатия и дальнейшему последовательному повышению микротвердости до ~600 HV при прокатке до 80% обжатия (рисунок 3.20).

Отжиг образцов стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al, деформированных до 20-80% обжатия, в течение 30 минут при 400 °C не привел к какому-либо заметному снижению твердости. Таким образом, можно сделать вывод, что процессы статического возврата в данном образце не протекают. При повышении температуры отжига до 500 °C твердость всех образцов, кроме

одного (деформированного до 20% обжатия) немного понизилась, что свидетельствует о начале процессов возврата. Также, в образце, холоднокатаном до 20% обжатия, после отжига при температуре 600 °С в течение 30 минут было отмечено лишь незначительное снижение твердости, связанное с процессами возврата, в то время как в образцах, подвергнутых 40-80% обжатия, было отмечено значительное падение твердости, связанное с процессами рекристаллизации в данных образцах.

Повышение температуры до 700 °С привело к образованию полностью рекристаллизованной структуры во всех исследуемых образцах, за исключением образца с 20% обжатия, который показал частично рекристаллизованную структуру. Данный факт нашел отражение и в механических свойствах: микротвердость всех образцов понизилась до значений 220-260 HV.

3.2.2 Испытания на растяжение

На рисунке 3.21 представлена серия кривых напряжение-деформация, полученных после испытаний на растяжение при комнатной температуре.

На рисунке 3.21(a) приведены кривые растяжения образцов после различной степени прокатки с последующим отжигом при температуре 400°С.

При небольших степенях обжатия (20 и 40%) сталь еще сохраняет способность к деформационному упрочнению, тогда как при степенях 60 и 80% обжатия при прокатке после упругой области практически сразу происходит локализация деформации и разрушение.

Предел текучести для образцов, прокатанных до 20% обжатия с последующим отжигом при температуре 400°C равен 730 МПа и 990 МПа соответственно. Пластичность составляет ~32%.

При дальнейшей деформации стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al до 40% обжатия холодной прокаткой с последующим отжигом при температуре 400°C предел текучести возрастает до 1070 МПа, а предел прочности до 1200 МПа. Пластичность снижается на ~25%.

Холодная прокатка образцов высокомарганцевой автомобильной TWIP стали Fe-0,6%С-18%Mn-1,5%Al до 60% с последующим отжигом при температуре 400°C увеличивает предел текучести до 1280 МПа, а предел прочности до 1360 МПа. Пластичность снижается на ~30% по сравнению с образцом, прокатанным до 20% обжатия и на ~5% по сравнению с образцом, прокатанным до 40% обжатия.

На финальной стадии деформации (80%) высокомарганцевой стали Fe-0,6%С-18%Mn-1,5%Al с последующим отжигом при температуре 400°C предел текучести достигает значений в 1470 МПа, а предел прочности достигает 1640 МПа. Пластичность составляет ~1%.

Отжиг при температуре 400°C не оказал существенного влияния на прочностные и пластические характеристики высокомарганцевой стали Fe-0,6%С-18%Mn-1,5%Al по сравнению с исходными образцами различной степени прокатки.

На рисунке 3.21(б) приведены кривые растяжения образцов, различной степени прокатки с последующим отжигом при температуре 500°C.

Отжиг при температуре 500 °С в течение 30 минут также не приводит к значительным изменениям кривых растяжения стали, но при этом присутствует небольшой рост пластичности.

При повышении температуры отжига до 500°C предел текучести и предел прочности всех образцов, кроме одного (деформированного до 20% обжатия) понизились.

Предел текучести и предел прочности для образцов, прокатанных до 20% обжатия, составляет 720 МПа и 1000 МПа. Пластичность составляет 38%, что на 6 % выше, чем у образца, отожженного при температуре 400°С.

У образцов, прокатанных до 40% обжатия, наблюдается понижение предела текучести до 1020 МПа, однако предел прочности повышается до 1270 МПа по сравнению с образцом, отожженным при температуре 400°С. Пластичность повышается на 10%.

На рисунке 3.21(в) приведены кривые растяжения образцов после различной степени прокатки с последующим отжигом при температуре 600°С.

Отжиг при температуре 600 °С в течение 30 минут приводит к значительным изменениям кривых растяжения, в результате процессов рекристаллизации. У всех образцов присутствует стадия деформационного упрочнения вплоть до локализации деформации и разрушения.

При дальнейшем повышении температуры отжига до 600 °С наблюдается резкое снижение предела текучести, кроме одного (деформированного до 20% обжатия). Повышается пластичность.

На рисунке 3.21(г) приведены кривые растяжения образцов, различной степени прокатки с последующим отжигом при температуре 700°С.

Отжиг при температуре 700 °С в течение 30 минут приводит к еще большему росту деформационного упрочнения.

При повышении температуры отжига до 700°С наблюдается дальнейшее снижение предела текучести, за исключением образца, прокатанного до 20% обжатия, у которого наблюдается резкое снижение предела текучести. Предел прочности у всех образцов также снижается, кроме одного (деформированного до 80% обжатия), у которого предел прочности почти одинаков с пределом прочности образца, отожженного при температуре 600°С.

На рисунке 3.22(а) приведены кривые растяжения образцов, прокатанных до 20% обжатия с последующим отжигом при температурах в интервале 400-700 °С с шагом 100°С.

При небольшой степени деформации образцы после всех температур отжига, а также в исходном состоянии, после резкого падения на начальной стадии растяжения показывают деформационное упрочнение около 2000 МПа. Такое высокое деформационное упрочнение связано с процессами деформационного двойникования. Во всех образцах происходит монотонное затухание деформационного упрочнения в результате снижения интенсивности деформационного двойникования в процессе деформации. Во всех образцах локализация пластической деформации начинается при уровне деформационного упрочнения 1000 ± 100 МПа.

При повышении степени обжатия до 40% сталь теряет способность к упрочнению, заново приобретая ее только при отжиге свыше 500 °С. При этом после отжига на 700 °С деформационное упрочнение даже немного растет. Это может быть связано с резкой активизацией вторичных систем двойникования. Образцы, прокатанные на 40%, после 600 и 700 °С отжига после резкого падения на начальной стадии растяжения показывают деформационное упрочнение около 2300 МПа. Во всех образцах локализация пластической деформации начинается при уровне деформационного упрочнения 1500 ± 50 МПа.

При повышении степени обжатия до 60% и 80% сталь теряет способность к упрочнению, заново приобретая ее только при отжиге с 600 °С и выше.

Образцы, прокатанные на 60% и 80%, после 600 и 700 °С отжига после резкого падения на начальной стадии растяжения показывают деформационное упрочнение около 2000 МПа. Во всех образцах локализация пластической деформации начинается при уровне деформационного упрочнения 1500 ± 100 МПа.

Предел текучести и предел прочности в образцах, прокатанных до 20% обжатия и отожженных при температурах 400°C и 500°C, почти одинаковы и составляют 730 МПа и 990 МПа для образца, отожженного при 400°C и 740 МПа и 1000 МПа для образца, отожженного при 500°C соответственно. Данные значения почти совпадают со значениями исходного образца, для которого предел текучести и предел прочности равны 770 МПа и 980 МПа. Это свидетельствует о том, что отжиг при температурах 400°C и 500°C не приводит к значительному разупрочнению стали. С повышением температуры отжига до 600°C наблюдается снижение предела текучести до 620 МПа.

Однако, предел прочности почти не изменился по сравнению с предыдущими образцами. При этом повышается пластичность на 16% и 10% по сравнению с образцами, отожженными при температурах 400°C и 500°C соответственно. При повышении температуры отжига до 700°C наблюдается резкое снижение предела текучести в 3 раза по сравнению с исходным образцом и составляет 285 МПа. Пластичность повысилась на ~20% по сравнению с образцом, отожженным при температуре 400°C.

На рисунке 3.22(б) приведены кривые растяжения образцов, прокатанных до 40% обжатия с последующим отжигом при температурах в интервале 400-700°C с шагом 100°C.

У исходного образца наблюдается повышение предела текучести и предела прочности до ~1050 МПа и ~1200 МПа по сравнению с исходным образцом, прокатанным до 20% обжатия.

Предел прочности и пластичности образцов, подвергнутых отжигу при температурах 400°C и 500°C, почти совпадают. У образца, отожженного при температуре 500°C, пластичность повышается на 10%, по сравнению с образцом, отожженным при температуре 400°C. Это свидетельствует о начале процессов рекристаллизации.

В интервале температур 600-700°C наблюдается трехкратное уменьшение предела текучести и повышение пластичности на ~60% для образца, отожженного при температуре 600°C и на ~75% для образца, отожженного при температуре 700°C по сравнению с образцом, отожженным при 400°C.

На рисунке 3.22(в) приведены кривые растяжения образцов, прокатанных до 60% обжатия с последующим отжигом при температурах в интервале 400-700°C с шагом 100°C

У исходного образца наблюдается дальнейшее повышение предела текучести и предела прочности с увеличением степени деформации до 60% обжатия по сравнению с образцами, прокатанными 20% и 40% обжатия. Также происходит снижение пластичности на 30%, по сравнению с образцом, прокатанным до 20% и на 4% по сравнению с образцом, прокатанным до 40% обжатия.

Для образцов, отожженных при температурах 400°C и 500°C разница в значениях предела текучести равна 100 МПа. Для образца, отожженного при температуре 400°C, предел текучести составляет 1280 МПа и 1180 МПа для образца, отожженного при температуре 500°C. Предел прочности почти одинаков и составляет 1360 МПа для образца, отожженного при 400°C и 1350 МПа для образца, отожженного при 500°C.

Отжиг при температурах 600°C и 700°C привел резкому снижению предела текучести. Для образца, отожженного при температуре 600°C, предел текучести составляет 430 МПа и 380 МПа для образца, отожженного при температуре 700°C. Пластичность для обоих образцов совершенно идентична и составляет 69%.

На рисунке 3.22(г) приведены кривые растяжения образцов, прокатанных до 80% обжатия с последующим отжигом при температурах в интервале 400-700°C с шагом 100 °C.

Предел текучести и предел прочности у исходного образца повысился на 11% и 14% соответственно по сравнению с исходным образцом, прокатанным до 60% обжатия, и составляет 1520 МПа и 1800 МПа.

Отжиг при температурах 400°C и 500°C приводит к снижению предела текучести предела прочности по сравнению с исходным образцом. Предел текучести и предел прочности для образца, отожженного при температуре 400°C, составляет 1470 МПа и 1640 МПа соответственно. Предел текучести и предел прочности для образца, отожженного при температуре 500°C, составляет 1310 МПа и 1570 МПа соответственно.

При повышении температуры отжига образца до 600°C предел текучести и предел прочности снижаются по сравнению с образцом, отожженным при температуре 400°C на 65% и 43% соответственно. Предел текучести равен 510 МПа, предел прочности – 960 МПа. Пластичность составляет 47%. Такое падение может быть связано с процессами разупрочнения, в результате которых структура становится более однородной.

С повышением температуры отжига до 700°C предел текучести снижается до 390 МПа по сравнению с предыдущим образцом. Предел прочности почти одинаков и составляет 940 МПа. Пластичность повышается на 17%.

Следует отметить, что у всех образцов, прокатанных от 20% до 80% обжатия и отожженных при температуре 400°C, наблюдается снижение пластичности по сравнению с исходным образцом. Дальнейшие микроструктурные исследования позволят выявить причины данного явления.

Влияние температуры отжига на предел прочности, предел текучести и пластичность показано на рисунке (3.23).

Отжиг при температуре 400°C приводит к незначительному снижению предела текучести (около 50 МПа) и предела прочности у образцов, деформированных от 40% до 80% обжатия, что свидетельствует о начале

процесса статического возврата. Для образца, деформированного до 20% обжатия, отжиг при температуре 400°C не привел к снижению предела прочности, однако предел текучести снижается. Следует отметить, что пластичность во всех образцах при температуре отжига 400°C начинает падать. Дальнейшие микроструктурные исследования позволят выявить данное явление.

При увеличении температуры отжига до 500°C предел текучести и предел прочности у образцов, прокатанных от 40% до 80% обжатия, продолжает снижаться. Однако, у образца, прокатанного до 20% обжатия, наблюдается небольшой рост предела прочности. У образцов, прокатанных от 20% до 40% обжатия, резко повышается пластичность, в то время как у образцов, прокатанных от 60% до 80% обжатия, пластичность повышается на 1% и 0,6% соответственно.

Отжиг при температуре 600°C приводит к резкому падению предела прочности и предела текучести у образцов, прокатанных от 40% до 80%. Пластичность резко повышается, что свидетельствует об интенсивном протекании процесса рекристаллизации. У образца, прокатанного до 20% обжатия и отожженном при температуре 600°C предел прочности начинает плавно снижаться от 1000 МПа до 970 МПа, в то время как предел текучести снижается от 720 МПа до 620 МПа. Пластичность продолжает плавно расти.

Отжиг при температуре 700°C приводит к дальнейшему снижению предела прочности и предела текучести у образцов, прокатанных от 40% до 80%. Пластичность продолжает расти, кроме образца, прокатанного до 60% обжатия, в котором данная характеристика не изменилась. У образца, прокатанного до 20% обжатия, наблюдается резкое снижение предела прочности и предела текучести.

Выводы

В данной работе была изучена микроструктура высокомарганцевой TWIP-стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al, подвергнутой холодной прокатке с последующим отжигом в интервале температур 400°C-700°C и ее влияние на механические свойства. По результатам работы были сделаны следующие выводы:

- 1) Холодная прокатка высокомарганцевой TWIP-стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al приводит к повышению предела прочности и предела текучести и снижению пластичности. Данное упрочнение связано с повышением плотности дислокаций, количество двойников деформации увеличивается с увеличением степени обжатия. При последующем отжиге в интервале температур 400-700°C происходит снижение предела прочности и предела текучести, пластичность повышается. Данное разупрочнение связано с протеканием процесса рекристаллизации, при котором снижается плотность дислокаций в зернах.
- 2) Микроструктура высокомарганцевой TWIP-стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al после холодной прокатки и последующих отжигов при температурах 400°C и 500°C не приводит к изменению микроструктуры, зерна вытянуты в направлении прокатки. При температурах отжига 600°C и 700°C микроструктура образцов высокомарганцевой TWIP-стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al начинает изменяться. У образцов, прокатанных до 20 и 40% обжатия и отжиге при температурах 700 °C и 600 °C наблюдается частично рекристаллизованная структура со средним размером рекристаллизованных зерен 4,8 и 2,3 мкм соответственно. У образцов, прокатанных до 60 и 80% обжатия и отожженных при температуре 600 °C структура полностью рекристаллизованная со средним размером рекристаллизованных зерен 1,7 и 0,8 мкм соответственно. У образцов, прокатанных от 40 до 80% обжатия и

отожженных при температуре 700 °С структура полностью рекристаллизованная со средним размером рекристаллизованных зерен от 4,5 до 1,2 мкм.

- 3) Наилучшими деформационно-термическими обработками следует признать прокатку до 20% обжатия и отжиги на 500 и 600 °С в течение 30 минут, при данных температурах протекает процесс статического возврата, в результате чего снижается плотность дислокаций. Предел текучести достигает 720 и 620 МПа, предел прочности – 1000 МПа и 970 МПа при удлинении 38 и 48%, соответственно. Данные обработки обеспечивают наиболее оптимальное сочетание прочности и пластичности высокомарганцевой TWIP-стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al

Список литературы

1. R.A. Hadfield // Science 12 (1888) 284.
2. P.H. Adler, G.B. Olson, W.S. Owen, Strain Hardening of Hadfield Manganese Steel, Metall. Mater. Trans. A. 17 (1986) 1725–1737.
3. A.A. Gulyaev, Y.D. Tyapkin, V.A. Golikov, V.S. Zharinova, The fine structure of Hadfield steel, Met. Sci. HeatTreat. 27 (1985) 411–415.
4. B.C. De Cooman, K.-G. Chin, J.Y. Kim // New Trends and Developments in Automotive System Engineering (2011) 678 p.
5. M. Babbit, Potential for Mn in New Automotive Steels, Arcelor, 2010, 35 p.
6. Lee P Y, Chiu C S, Gau Y J and Wu J K 1992 High Temp.Mater. Proc. 10 141–4
7. Shih S T, Tai C Y and Perng T P 1993 Corrosion 49 130–4
8. Saxena V K, Krishna M S G, Chhaunker P S and Radhakrishnan V M 1994 Int. J. Press. Vessels Pip.60 151–7
9. Zhu X M and Zhang Y S 1998 Corrosion 54 3–12
- 10.Herrmann J, Inden G and Sauthoff G 2003 Acta Mater.51 2847–57
- 11.Hamada A S and Karjalainen L P 2006 Can. Metall. Q.45 41–8
- 12.Morris D G, Munoz-Morris M A and Requejo L M 2006 ActaMater. 54 2335–41
- 13.James P 1969 J. Iron Steel Inst. 207 54–7
- 14.Lai H J and Wan C M 1989 J. Mater. Sci. 24 2449–53
- 15.Chen F C, Li P, Chu S L and Chou C P 1991 Scr. Metall. Mater. 25 585
- 16.Kim Y G, Han J M and Lee J S 1989 Mater. Sci. Eng. A 114 51–9
- 17.Head A.K. Dislocation queueing and fracture in an elastically anisotropic material. Aust. J. Phys. 13, pp. 613, (1960).
- 18.Petch N. J. The ductile-brittle transition in the fracture of α -iron: II. Phil. Mag. 3, pp. 1089, (1958).
- 19.Gutierrez-Urrutia and D. Raabe // Acta Mater. 59 (2011)

20. H. Beladi, I.B. Timokhina, Y. Estrin, J. Kim, B.C. De Cooman and S.K. Kim // *Acta Mater.* 59 (2011) 7787.
21. J.-K. Kim, Y. Estrin, H. Beladi, I.B. Timokhina, K.-G. Chin, S.-K. Kim and B.C. De Cooman // *Metall. Mater. Trans. A* 43 (2011) 479.
22. L. Remy // *Acta Metall.* 26 (1978) 443.
23. R. L. Fullman // *Trans AIME* 197 (1953) 447.
24. O. Bouaziz, N. Guelton // *Mater Sci Eng A* 319–321 (2001) 246.
25. Karaman, H. Sehitoglu, A. J. Baudoin, Y. I. Chumlyakov, H. J. Maier, C. N. Tome // *Acta Mater* 48 (2000) 2031.
26. Karaman, H. Sehitoglu, Y. I. Chumlyakov, H. J. Maier, I. V. Kireeva // *Metall Trans A* 32 (2001) 695.
27. I. Karaman, H. Sehitoglu, K. Gall, Chumlyakov, H. J. Maier // *Acta Mater* 48 (2000) 1345.
28. И.И. Новиков. Теория термической обработки металлов. Изд. 3-е. М.: Металлургия, 1978. 392 с.
29. В.В. Сагарадзе, А.И. Уваров. Упрочнение аустенитных сталей. М.: Наука, 1989. 270 с.
30. М.А. Филиппов, В.С. Литвинов, Ю.Р. Немировский. Стали с метастабильным аустенитом. М.: Металлургия, 1988. 256 с.
31. Р.Г. Зарипова, К.Г. Фархутдинов, Е.Е. Сеницына, Х.Я. Мулюков. Структура и магнитные свойства аустенитной стали 12X18H10T в результате γ - α - γ превращений. *Металлофизика*, 1991, т.13, №1, с.51-58.
32. Р.Г. Зарипова, К.Г. Фархутдинов, Е.Е. Сеницына. Высокопрочное состояние и коррозионные свойства стали 12X18H10T. *Металлофизика*, 1991, т.13, № 9, с.59-67.
33. Ishida K, Ohtani H, Satoh N, Kainuma R and Nishizawa T 1990 *ISIJ Int.* 30 680–6
34. Han K H and Choo W K 1989 *Metall. Trans. A* 20 205–14

- 35.ГОСТ 1497–84. Государственный стандарт союза ССР, Металлы. Методы испытаний на растяжение. (ИСО 6892–84, СТ СЭВ 471-88), ИПК издательство стандартов, Москва.
- 36.ГОСТ 9651-84. Государственный стандарт союза ССР, Металлы, Методы испытаний на растяжение при повышенных температурах, (ИСО 783-89), ИПК издательство стандартов, Москва.
- 37.ГОСТ 2999-75. Металлы и сплавы. Метод измерения твердости по Виккерсу, 30 с.