



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Термомеханическая прокатка при производстве обсадных труб (обзор исследований)

Кирилл Барабошкин^{1, а, *}, Руслан Адигамов^{1, b}, Владимир Юсупов^{2, c}, Ирина Кожевникова^{3, d},
Антонина Карлина^{1, e, *}

¹ АО «Северсталь менеджмент», ул. Мира, 30, г. Череповец, 162608, Россия

² Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Ленинский проспект, 49, г. Москва, 119334, Россия

³ Череповецкий государственный университет, пр. Луначарского, 5, г. Череповец, Вологодская обл., 162600, Россия

^a  <https://orcid.org/0009-0004-9054-3523>,  ka.baraboshkin@severstal.com; ^b  <https://orcid.org/0009-0006-7620-5872>,  r.adigamov@severstal.com;

^c  <https://orcid.org/0000-0002-0640-2217>,  vsyusupov@mail.ru; ^d  <https://orcid.org/0000-0003-0810-2143>,  iakozhevnikova@chsu.ru;

^e  <https://orcid.org/0000-0003-3287-3298>,  ai.karlina@severstal.com

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 679.7.022.4

История статьи:

Поступила: 15 марта 2024

Рецензирование: 14 мая 2024

Принята к печати: 05 июня 2024

Доступно онлайн: 15 сентября 2024

Ключевые слова:

Сталь

Феррит

Перлит

Контролируемая прокатка

Термомеханическая прокатка

Ударная вязкость

Обсадные трубы

Стандарты

АННОТАЦИЯ

Введение. Современная нефтегазовая промышленность нуждается в разработке материалов высокой прочности для обсадных труб. Изменения в технологиях производства стального проката являются одной из актуальных задач. Снижение себестоимости обсадных труб из высококачественной стали становится серьезной задачей для нефтегазовой промышленности. Многофазные микроструктуры, содержащие игольчатый феррит или фазу с преобладанием игольчатого феррита, обладают хорошими комплексными свойствами в сталях HSLA. В настоящей статье основное внимание уделяется результатам, полученным с использованием современных методов термомеханической прокатки. **Результаты и обсуждение.** В данной работе проведен анализ характеристик технологий термомеханической прокатки и их влияния на микроструктуру стального проката для обсадных труб. Показано, что прогнозирование механических свойств на основе микроструктурных характеристик стали усложняется из-за большого количества задействованных параметров. Для этого необходима оптимальная микроструктура стали. Удовлетворительная микроструктура зависит от нескольких факторов, таких как химический состав, обработка горячей деформацией и ускоренное охлаждение. Легирующие элементы оказывают комплексное влияние на свойства стали, и обычно в состав стали вводят легирующие добавки. С металлургической точки зрения выбор легирующих элементов и металлургический процесс могут сильно повлиять на полученную микроструктуру. **Заключение.** В настоящем обзоре сообщается о наиболее репрезентативном исследовании, касающемся технологий термомеханической прокатки и микроструктурного фактора в сталях для обсадных труб. Обзор включает в себя сводку наиболее важных переменных процесса, свойств материалов, нормативных правил, а также характеристик микроструктуры и механических свойств металла для производства обсадных труб. Предполагается, что этот обзор поможет читателям с разным опытом, от неспециалистов по обработке металлов давлением или материаловедов до специалистов различных промышленных приложений и исследователей.

Для цитирования: Термомеханическая прокатка при производстве обсадных труб (обзор исследований) / К.А. Барабошкин, Р.Р. Адигамов, В.С. Юсупов, И.А. Кожевникова, А.И. Карлина // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2024. – Т. 26, № 3. – С. 24–51. – DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.3-24-51.

Введение

В настоящее время буровые компании начали экспериментировать с трубами нового типа, называемыми «обсадными трубами», для бурения скважин [1–12]. Причина такого преобразования

заключается в том, что обсадные трубы обеспечивают лучшую эффективность бурения, чем решения прошлого поколения, и имеют много других преимуществ [13–21]. Обсадная труба, опускаемая с поверхности для крепления стенок буровой скважины, представлена на рис. 1.

Процесс вращательного бурения с колонной и извлечением гидравлически расширяемого долота [22–29] снижает эффективность бурения и увеличивает непроизводительное время (НПВ) высококапиталоемкой отрасли, стимулируя ис-

*Адрес для переписки

Карлина Антонина Игоревна, к.т.н., ведущий эксперт

АО «Северсталь менеджмент»,

Ул. Мира, 30,

162608, г. Череповец, Россия

Тел.: +7 950 120-19-50, e-mail: ai.karlina@severstal.com

Основные элементы скважины

- 1 — устье;
- 2 — стенки;
- 3 — забой;
- 4 — участки стенок, закреплённые обсадными трубами;
- D_1, D_2, D_3 — диаметры обсадных труб и ствола скважины;
- L — глубина скважины.

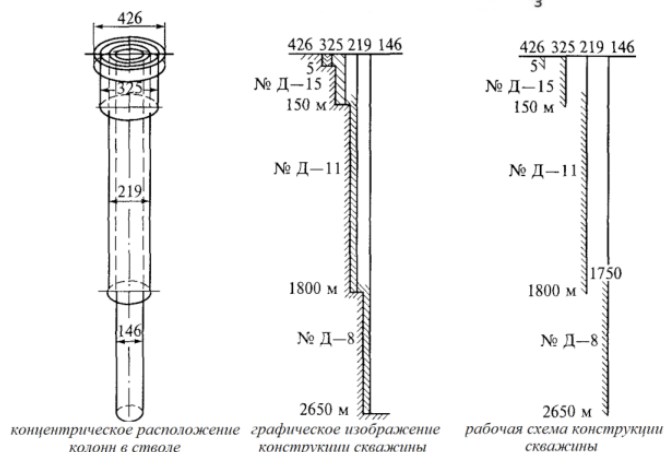
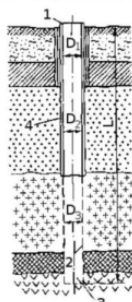


Рис. 1. Конструкция скважины из обсадных труб

Fig. 1. Well casing design

кать новые технологии для развития нефтяной промышленности. Обсадная колонна во время бурения (CwD) — это метод бурения, который, как было доказано, устраняет многие проблемы, возникающие при бурении. В этом методе бурение и обсадку ствола скважины осуществляют одновременно, что повышает эффективность бурения за счет снижения НПВ [1–5, 30–36].

Российские нефтяные компании сообщили об использовании выдвижных долот при бурении с обсадной колонной в 1920 году. Позже, в 1930-х годах, операторы США использовали эксплуатационные насосно-компрессорные трубы для бурения в открытом стволе или для заканчивания без забоя, при этом для бурения использовалось долото с плоским лезвием [37–42]. Материалами, которые лучше всего соответствуют требованиям нефтегазовой промышленности, являются стали HSLA.

Цель работы заключается в оценке влияния технологий термомеханической обработки на микроструктуру и механические свойства высокопрочных сталей на основе анализа ряда исследований, проведенных различными методами металлографии, и испытаний механических свойств с учетом влияния рекристаллизации,

микроструктурных составляющих и микрофаз. Указанный анализ необходим для установления взаимосвязи микроструктуры и технологий термомеханической обработки при производстве обсадных труб.

Задачи работы заключаются в изучении влияния Nb в промышленных сталях и выявлении наиболее эффективных методик его определения при низком процентном содержании, а также в исследовании различных моделей термомеханической контролируемой прокатки (ТМКП) и их эффективности.

Результаты исследований различных авторов и их обсуждение

Химический состав микролегированных сталей

В 1936 году было обнаружено, что микролегированные добавки металлического ниобия могут упрочнять «мягкие» стали, хотя основной механизм упрочнения в то время не мог быть идентифицирован.

Стали, содержащие небольшое количество ванадия или титана, были доступны уже давно. Быстрое развитие и использование микролегированных сталей было инициировано признанием преимуществ добавления небольшого количества ниобия в стали C-Mn [13–21]. Это произошло в 1958 году с первым успешным производством стали, обработанной ниобием, компанией Great Lakes Steel Corporation в США [22–28, 43–46]. Этому развитию способствовали различные факторы, в том числе относительная доступность по стоимости феррониобия в конце 1950-х годов и открытие в то время очень крупных месторождений руд, содержащих ниобий, в Бразилии и Канаде, что гарантировало стабильность будущих поставок и цен. Было хорошо известно преимущество эффектов измельчения зерна за счет выделения микролегированных элементов в присутствии N и C [13–16, 29–39, 46].

В ранних сталях (до 1980 года) использовалось воздушное охлаждение листа и высокие температуры смотки полосы. Как отмечалось [1–3, 46], это были стали с феррито-перлитной структурой с прочностью до ~420 МПа. Наиболее очевидным фактором, влияющим на прочность, было измельчение зерна.

Выделение карбидов и нитридов происходит на трех стадиях обработки микролегированных сталей. Частицы первого типа образуются во время жидкой фазы, во время или после затвердевания на границе жидкость / твердое тело и в дельта-феррите [14]. Частицы второго типа осаждаются в аустените во время горячей деформации, такой как контролируемая прокатка, по мере снижения температуры [14]. Частицы

третьего типа образуются во время или после фазового превращения аустенита в феррит, зарождаясь на границе раздела аустенит/феррит и в феррите [13–17]. Электронно-микроскопические изображения пленок (рис. 2) показали, что эти частицы, имеющие размеры до 150 нм, в основном располагаются в виде лент вдоль границ аустенитных зерен или в бывших междендритных областях [47, 48].

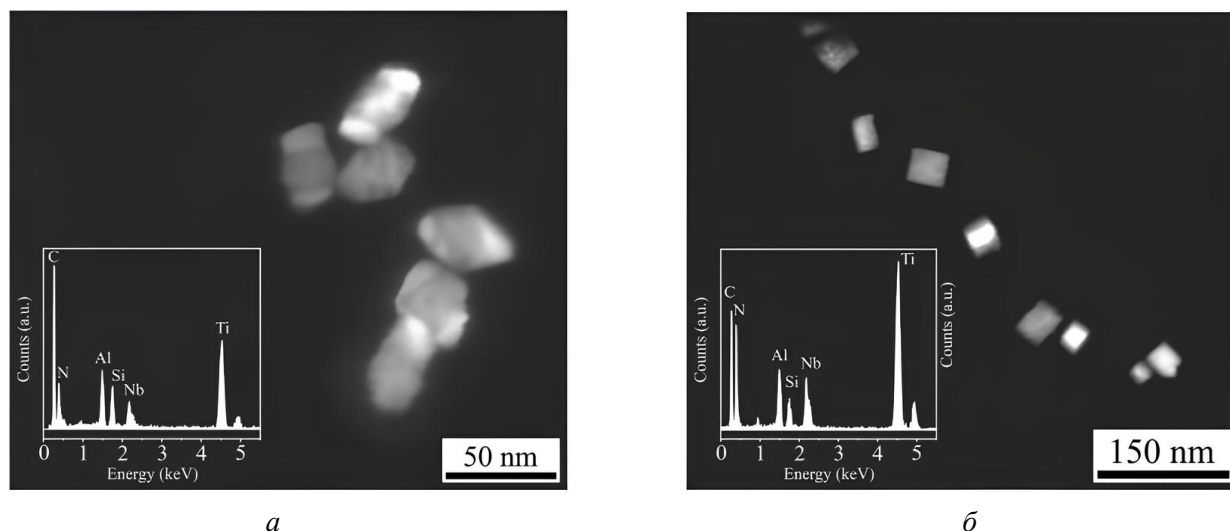


Рис. 2. ПЭМ-микрофотографии извлечения преимущественно частиц TiN:

a – вероятно, частицы образовались во время затвердевания; *б* – частицы NbC, выросшие на сердцевине из TiN [48]

Fig. 2. TEM micrographs of extraction of predominantly TiN particles:

a – probably particles formed during solidification; *b* – particles of NbC grown on the TiN core [48]

В работе [49] использовались различные методы отслеживания выделения микросплавов после моделирования различных условий термомеханической контролируемой прокатки аустенита в термомеханическом симуляторе Gleeble. Атомно-зондовая томография (АРТ), сканирующая просвечивающая электронная микроскопия в сканирующем электронном микроскопе, оснащенный сфокусированным ионным пучком (STEM-on-FIB), и измерения удельного электрического сопротивления предоставили дополнительную информацию о состоянии частиц и коррелировали друг с другом. Было продемонстрировано, что точные измерения удельного электросопротивления в стали могут контролировать общий расход растворенных микросплавов (Nb) во время горячей обработки. Полученные результаты были дополнены измерениями АРТ стальной матрицы. Частицы, которые образовались во время охлаждения или изотермиче-

ской выдержки, можно было отличить от частиц, вызванных деформацией, путем подтверждения измерений STEM с результатами АРТ, поскольку АРТ специально позволяла получить подробную информацию о химическом составе частиц, а также о распределении элементов (рис. 3, 4).

Позже обнаружили, что Nb может замедлять рекристаллизацию аустенита [48], что было связано с введением управляемой прокатки и термомеханической управляемой обработки [49, 50]. Влияние содержания микролегирования (масс. %) на рекристаллизацию аустенита показано на рис. 5.

Содержание С, использовавшееся в сталях HSLA до 1980 года, составляло 0,07–0,12 %. Между тем обычно использовалось до 2 % содержания Mn вместе с различными добавками и комбинациями V, Nb и Ti (макс. 0,1 %) [46, 52–55]. Уменьшение содержания С могло бы улучшить свариваемость, сохранив прочность, и она

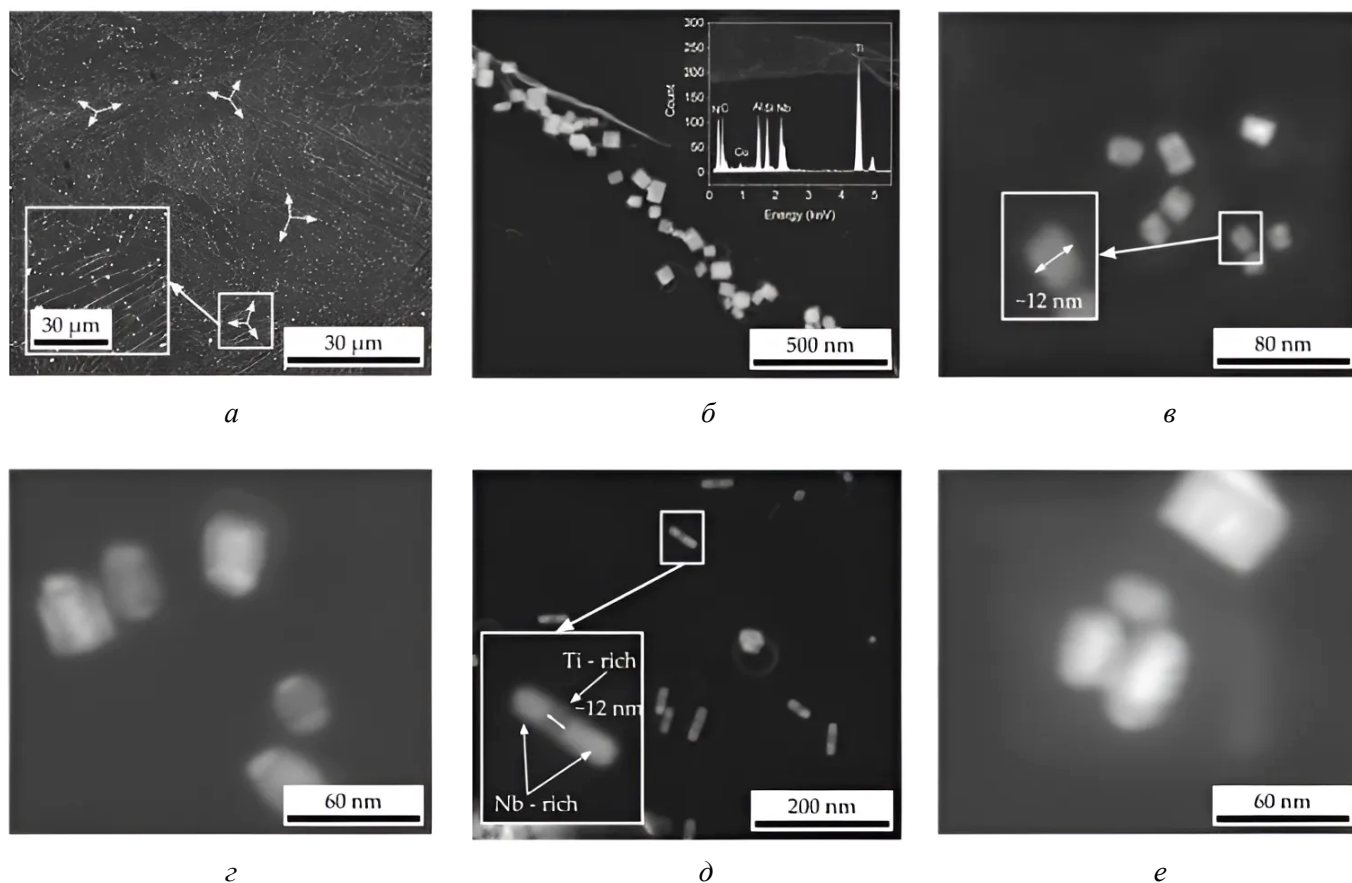


Рис. 3. Высокуюгловая дифракция в темном поле (HADDF)-STEM изображений, содержащих частицы, присутствующие после закалки от 1200 °C и 950 °C:

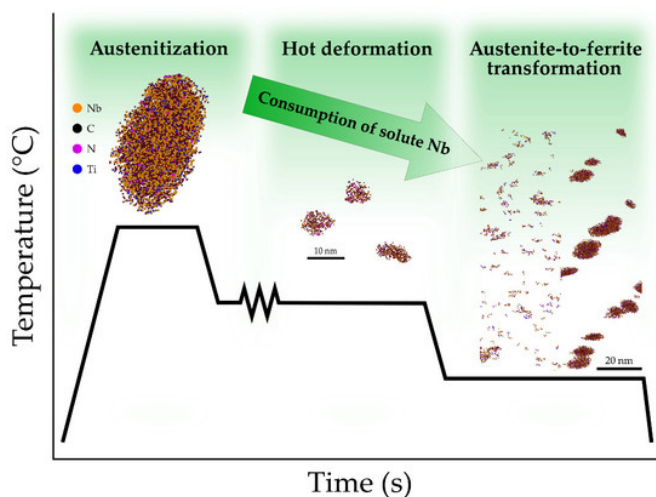
a – границы зерен с частицами TiN; *б* – большие (примерно 80 nm) кубовидные частицы, которые EDS идентифицировала как TiN, обогащенные Nb; *в* – однородно распределены внутри зерна частицы TiN меньшего размера (< 15 nm); *г* – TiN с зародышами Nb; *д* – TiN с зародышами Nb большего размера; *е* – частицы, обогащенные Nb или TiNb (или Ti) (C, N) [49]

Fig. 3. High-angle diffraction in a dark field (HADDF)-STEM images containing particles present after quenching from 1,200 °C and 950 °C:

a – grain boundaries with TiN particles; *б* – large (approximately 80 nm) cuboid particles, which EDS identified as TiN enriched with Nb; *в* – smaller TiN particles (< 15 nm); *г* – TiN with Nb nuclei; *д* – TiN with larger Nb nuclei are uniformly distributed inside the grain; *е* – particles enriched with Nb or TiNb (or Ti) (C, N) [49]

Рис. 4. Кинетика выделения частиц микролегированной Nb-Ti стали, а также последовательность выделения в типичной стали при термомеханической контролируемой прокатке [47]

Fig. 4. Kinetics of particle separation microalloyed Nb-Ti steel, as well as the sequence of separation in typical steel during thermomechanical controlled rolling [47]



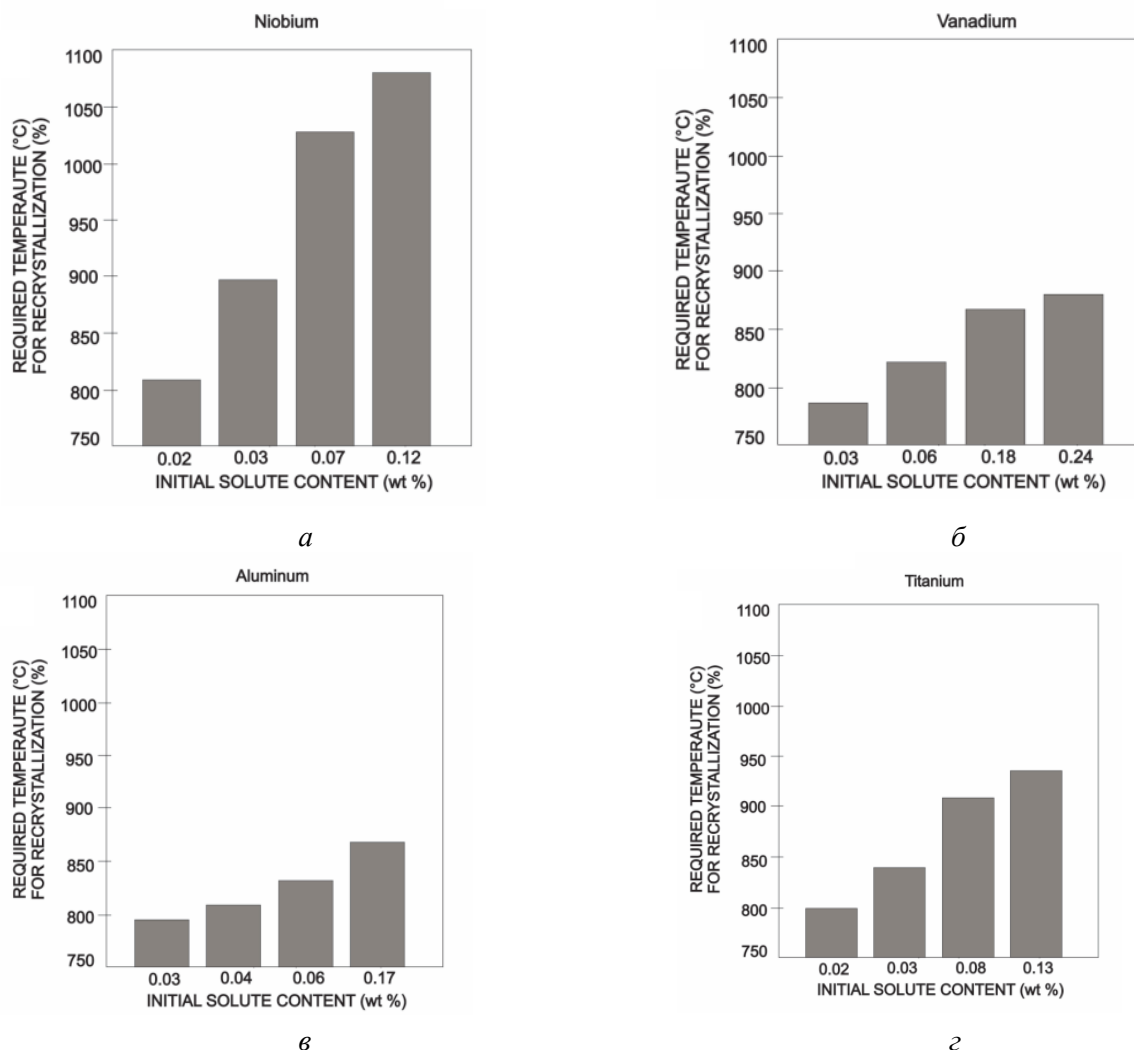


Рис. 5. Рекристаллизация аустенита в зависимости от содержания ниобия (а), ванадия (б), алюминия (в) и титана (г) [51]

Fig. 5. Recrystallization of austenite depending on the content of niobium (a), vanadium (b), aluminum (v) and titanium (g) [51]

была такой же, как у мягких сталей, но основная проблема снижения содержания С заключалась в том, что пластичность и ударная вязкость были не такими хорошими, как у закаленных и отпущенных сталей [14]. За счет введения в состав стали микролегирующих элементов можно контролировать критические температуры превращения аустенита с целью достижения конечных механических свойств [1, 2, 13, 14, 46, 47, 53–55]. Этими критическими температурами являются следующие: температура укрупнения зерна при повторном нагреве, температура рекристаллизации при горячей прокатке и температура превращения при охлаждении [1, 2, 14, 46, 53, 54]. Основные эффекты от микролегирующих элементов приведены в таблице [53].

Углерод в стали необходим для получения требуемой прочности стали, при этом упрочнение обеспечивается за счет формирования в структуре стали перлита.

Марганец применяют для упрочнения твердого раствора и получения требуемой прочности стали. Известно, что наличие марганца в стали приводит к смещению $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения в область более низких температур, что приводит к измельчению зерна, формированию феррита с повышенной плотностью дислокаций и, как следствие, к повышению предела текучести стали. Для ограничения значений предела текучести в рулонном прокате и гарантированного получения требуемых значений предела текучести в основном металле труб после трубного передела,

Принцип действия микролегирующих элементов [53]
Operating principle of microalloying elements [53]

Элемент / Element	Вес.% / Weight. %	Эффект / Effect
C	< 0,25	Упрочнение
Mn	0,5...2,0	Замедляет распад аустенита при ускоренном охлаждении. Снижает температуру перехода от вязкого к хрупкому разрушению
Si	0,1...0,5	Раскислитель в расплавленной стали. Упрочнение твердого раствора. Стабилизирует аустенит
Al	< 0,02	Раскислитель
Nb	0,02...0,06	Очень сильно упрочняет феррит в виде карбидов/нитридов ниобия
Ti	0...0,06	Контроль зерна аустенита нитридами титана. Сильный упрочнитель феррита
V	0...0,10	Сильный упрочнитель феррита карбонитридами ванадия
N	< 0,012	Вредная примесь
Mo	0...0,3	Способствует образованию бейнита. Повышает прочность феррита
Ni	0...0,5	Увеличивает вязкость разрушения
Cu	0...0,55	Улучшает коррозионную стойкость
Cr	0...1,25	В присутствии меди повышает стойкость к атмосферной коррозии
B	0,0005	Повышает прокаливаемость
S	<0,05	Вредная примесь
P	<0,012	Вредная примесь

а также для обеспечения удовлетворительной свариваемости содержание марганца ограничено 1,0–1,5 %.

Кремний применяют для упрочнения твердого раствора и обеспечения требуемой прочности стали, а также добавка кремния необходима для раскисления стали при выплавке. В соответствии с этим минимальное содержание кремния в стали должно быть не менее 0,15 %. При высоком содержании кремния повышается количество силикатных включений, что приводит к ухудшению ударной вязкости. Таким образом, максимальное значение содержания кремния ограничено 0,80 % для предотвращения охрупчивания стали.

Добавка алюминия необходима для раскисления и модифицирования стали. При этом минимальное достаточное содержание алюминия 0,02 %. При содержании алюминия более 0,06 % происходит снижение работы удара.

Хром, никель, медь вводят в сталь для увеличения прочностных свойств, а также для стабилизации структуры при нагреве металла под прокатку и уменьшения размера зерна при черновой прокатке. Кроме того, при предельных концентрациях не более 0,08 % эти элементы в стали положительно влияют на стойкость труб к коррозии.

Титан в стали необходим для связывания азота в нитриды TiN, сдерживающие рост зерна при нагреве стали, что способствует измельчению зерна.

Содержание азота в стали ограничивают значением 0,012 %, так как наличие свободного азота в твердом растворе α -фазы оказывает негативное влияние на работу удара при испытании на ударный изгиб.

Сера и фосфор являются вредными примесями, их содержание ограничивают значениями не более 0,005 % и не более 0,012 % соответственно для обеспечения высоких значений работы удара при испытании на ударный изгиб.

Содержание ванадия, ниобия и молибдена ограничивают требуемыми механическими свойствами.

Кальций является неизбежной технологической примесью. При увеличении содержания кальция в горячекатаной полосе образуются коррозионно-активные неметаллические включения первого рода, что отрицательно сказывается на механических свойствах проката и коррозионной стойкости стали.

Выделения TiN и Nb (C, N) эффективно снижают рост аустенитного зерна [14, 46]. Частицы VN, NbCN и TiC стабильны при температуре

нормализации около 900 °С, что создает достаточную объемную долю мелких частиц для контроля роста зерна [56–59]. Твердый раствор Nb и выделения его карбонитридов задерживают рост аустенитного зерна (рис. 6).

С другой стороны, небольшие добавки Ti вызывают мелкодисперсное выделение наноразмерных карбидов, что ограничивает рост аустенитных зерен при более высоких температурах (1200 °С) [15, 16]. Ti выделяется во время затвердевания стали и вызывает локальную концентрацию, способствующую осаждению крупных частиц TiN [15, 16].

Частицы TiC также могут вызвать упрочнение. Ванадий является наиболее универсальным элементом дисперсионного упрочнения и эффективен в различных составах микролегированных сталей, а также в сталях с более высоким содер-

жанием углерода. В литературе отмечено, что карбонитриды ванадия V (C, N) потенциально могут создавать места для зарождения феррита. Небольшое несоответствие решеток между нитридом ванадия (VN) (параметры решетки равны 0,4139 нм) и ферритом (параметры решетки равны 0,2865 нм) способствует зародышеобразованию феррита [14, 45, 46].

Использование контролируемого охлаждения снижает количество необходимых легирующих элементов, и стали могут достигать прочности около 600 МПа [60–64].

Продолжаются усилия по разработке высокопрочных низколегированных сталей (HSLA), сочетающих высокую прочность и высокую ударную вязкость. Для получения хорошей ударной вязкости и свариваемости содержание углерода уменьшается. Снижение прочности из-за

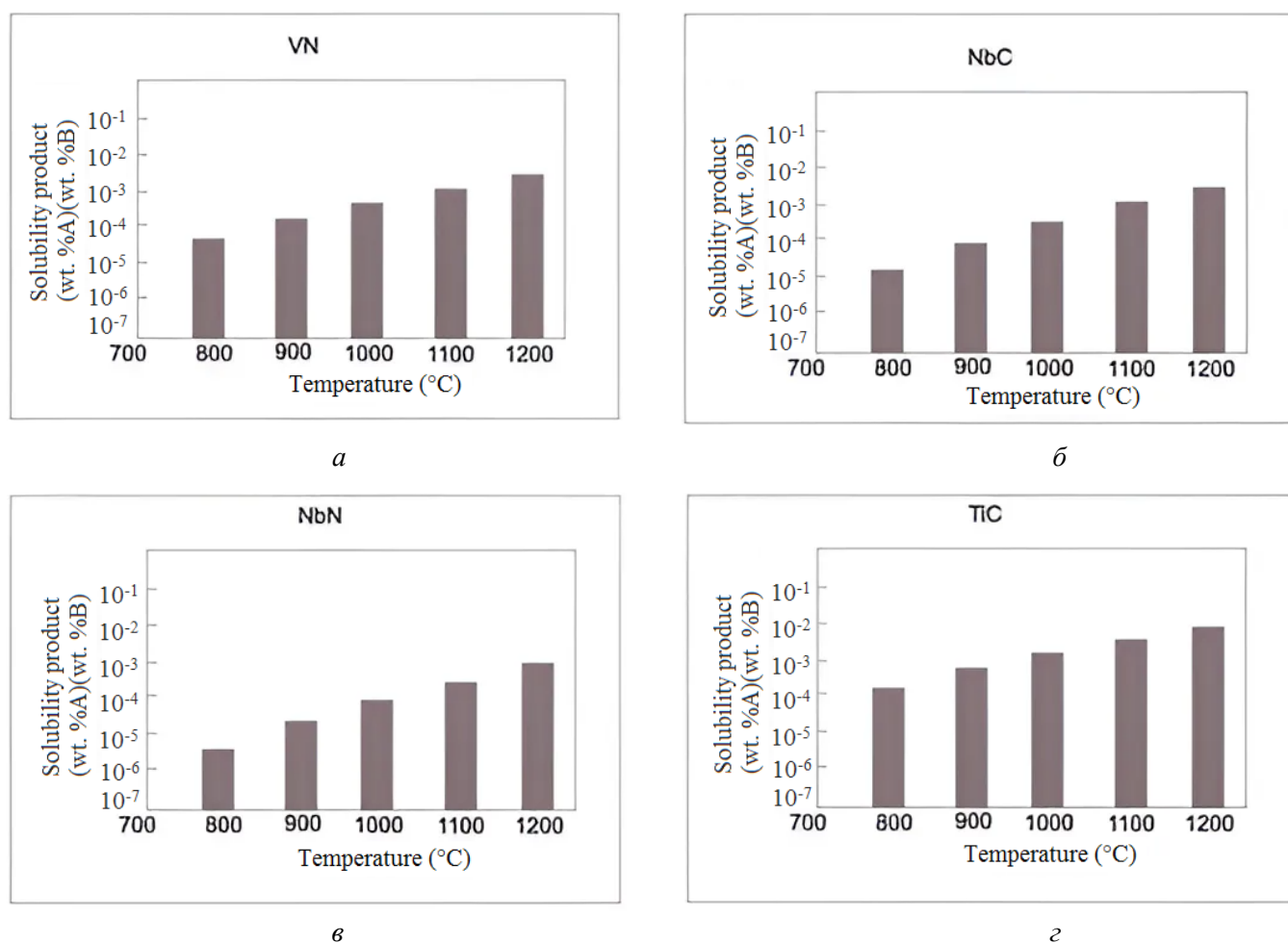


Рис. 6. Растворимость карбонитридов в зависимости от температуры: а – нитрид ванадия; б – карбид ниобия; в – нитрид ниобия; г – карбид титана [59]

Fig. 6. Solubility of carbonitrides depending on temperature: а – vanadium nitride; б – niobium carbide; в – niobium nitride; г – titanium carbide [59]

меньшего содержания углерода компенсируется добавками Si и Mn. Дальнейшее увеличение прочности достигается за счет дисперсионного твердения и уменьшения размера зерна путем микролегирования Nb, V и Ti по отдельности или в комбинации [65, 66]. Установлено, что атомы ванадия в растворе задерживают бейнитную реакцию при более низких температурах превращения (на 30–40 °C) в пределах скоростей охлаждения 1–50 °C/c [64–71].

Наноразмерные карбонитриды образуются при длительной выдержке при 450–650 °C, что значительно повышает предел текучести, предотвращая движение дислокаций. Измельчение зерна реализуется, когда частицы TiN фиксируют границу аустенитного зерна в процессе нагрева под прокатку, а атомы Nb и NbCN замедляют рекристаллизацию деформированного аустенита [54]. По сравнению со сталями, микролегированными Nb-Ti, стали V-N демонстрируют измельчение зерна за счет внутризеренного зародышеобразования феррита на частицах VN – отчасти из-за близкого размера решетки VN с ферритом [14, 46]. Введение N в микролегированную V сталь стимулирует выделение карбонитридов V и увеличивает их объемную долю.

В работе [72] использован подход CALculation of PHase Diagrams (CALPHAD) для изучения осаждения нитридов и карбонитридов в трубных сталях в соответствии с новыми разработками сложных химических составов и термомеханической обработки высокопрочных низколегированных (HSLA) сталей. Этот пакет программ основан на минимизации свободной энергии Гиббса отдельных фаз в равновесном состоянии. Результаты расчетов показали, что температура выделения нитридов в сталях, микролегированных Ti-Nb, увеличивалась в зависимости от концентрации титана, в то время как концентрация ниобия значительно повышала температуру выделения карбонитридов ниобия. Частицы карбонитридов образуются при гораздо более низких температурах в низкоуглеродистых сталях (< 0,03 масс. %), чем в среднеуглеродистых сталях (> 0,1 масс. %). Это хорошо согласуется с независимыми экспериментальными данными из литературы, где изучался рост аустенитных зерен в сталях аналогичных составов. Хотя растворение и рост частиц контролируются кинетикой процесса, эти результаты доказали, что

термодинамический расчет может эффективно прогнозировать состав и последовательность образования частиц в химически сложных системах, обеспечивая более точное планирование экспериментов для определения критических температур укрупнения зерен при повторном нагреве, рекристаллизации при нагреве, прокатке и превращении при охлаждении. Это может свести к минимуму количество испытаний, необходимых для получения оптимальных химических составов и процедур термообработки, где изучался рост аустенитного зерна в стали аналогичного состава.

В работах [73, 74] для исследования явлений микросегрегации и поведения сложных частиц (Ti, Nb) (C, N) во время непрерывной разливки была использована установка однонаправленного отверждения для моделирования процесса кристаллизации. В исследуемых авторами образцах можно обнаружить дендритную структуру вдоль направления затвердевания. Это показывает, что добавление титана и ниобия в высокопрочную низколегированную (HSLA) сталь приводит к нежелательным выделениям (Ti, Nb) (C, N) из-за микросегрегации. Было исследовано влияние скорости охлаждения на образование (Ti, Nb) (C, N). Состав крупных частиц определяли с помощью FE-SEM с EDS. Большие частицы (Ti, Nb) (C, N) можно разделить на три вида по составу и морфологии. С увеличением скорости охлаждения частицы Ti (Ti, Nb) (C, N) превращаются в частицы Nb (Ti, Nb) (C, N).

В работе [75] отмечается, что если мелкие частицы Nb (C, N) и NbC, содержащие ниобий, имеют диаметр порядка нескольких нанометров, обычно ≤ 50 нм, то крупные частицы, содержащие ниобий, могут иметь длину от субмикрона до сотен микрон. Механизм образования частиц ≤ 50 нм карбида или карбонитрида ниобия широко известен, а их благотворное влияние на прочность и ударную вязкость хорошо подтверждено, тогда как крупные частицы Nb ухудшают характеристики стали. Несмотря на множество исследований крупных частиц с высоким содержанием Nb, не было предложено никаких экспериментальных доказательств и предполагаемых механизмов их образования. Дефекты, связанные с крупными частицами, богатыми Nb, вызывают растрескивание слябов во время повторного нагрева, провалы при испытаниях на

растяжение, проблемы водородного растрескивания и повышение отсортировки при ультразвуковом контроле (УЗК).

В работе [54] схематично показана роль ниобия для сталей HSLA в процессе термомеханической обработки (рис. 7).

Представленный выше анализ литературы показывает, что тщательный подбор химического состава стали в сочетании с соответствующей термомеханической схемой позволяет получить широкий спектр микроструктур от классиче-

ских комбинаций феррита и перлита до более совершенных бейнитных фаз с оптимальным балансом механических свойств.

Накопление деформации в аустените усиливается, следовательно, размеры зерен в конечных микроструктурах уменьшаются. Присутствие Mo способствует наличию неполигональных фаз, и эта составляющая модификация вызывает увеличение прочности за счет образования субструктуры, а также за счет увеличения плотности дислокаций [76–80].

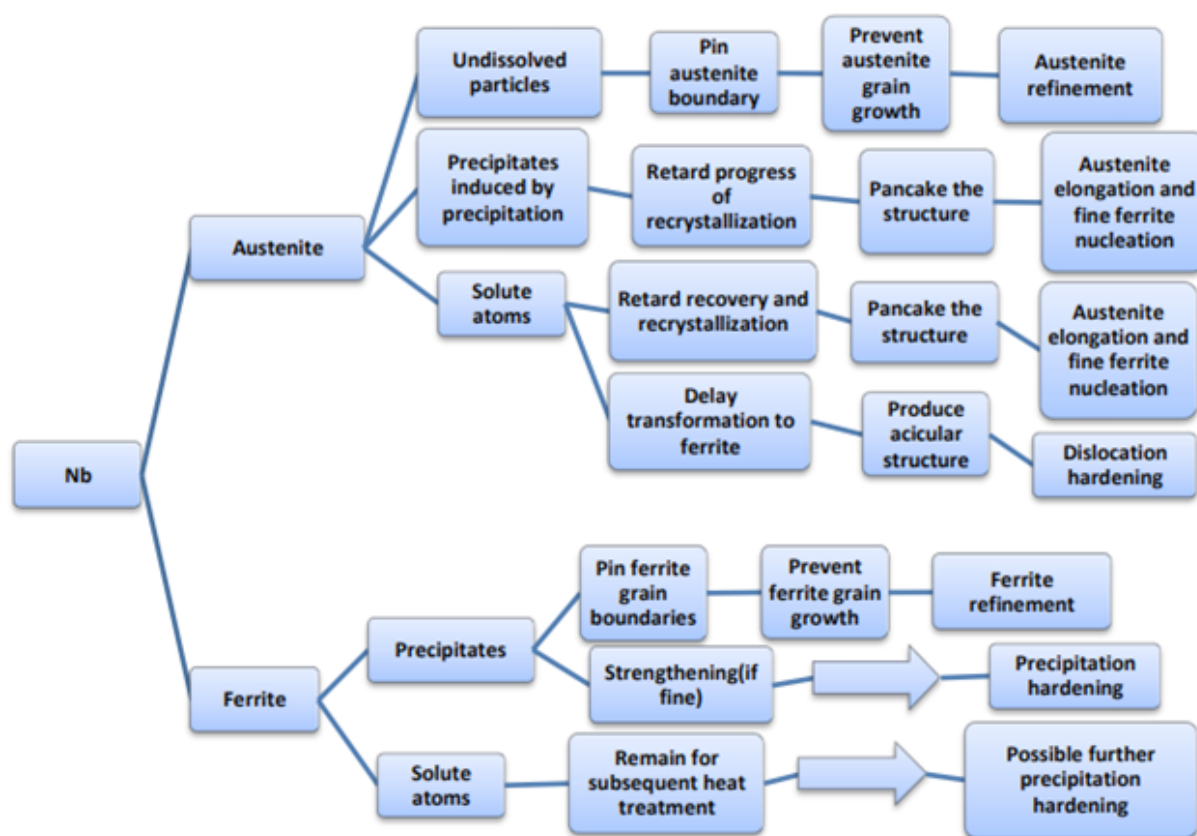


Рис. 7. Роль ниобия в сталях HSLA в процессе термомеханической обработки

Fig. 7. The role of niobium in HSLA steels in the thermomechanical processing process

Исследования в области микролегированных сталей на протяжении десятилетий расширялись, и основное внимание уделялось повышению их прочности и устойчивости к воздействию окружающей среды за счет контроля микроструктуры.

Достижения в области десульфурации имеют большое значение, поскольку они способствуют контролю микроструктуры. С годами содержание серы в сплавах микролегированных сталей было снижено, что позволило постоянно повышать ударную вязкость сталей (рис. 8).

Считается, что контроль за сульфидами улучшает ударную вязкость микролегированных сталей [77].

В работе [52] авторы считают, что 1980 год можно считать точкой отсчета прочности микролегированных сталей. С начала 1960-х годов и примерно до 1980 года микролегированные стали представляли собой стали низкой прокаливаемости с микроструктурой феррит + перлит и пределом прочности ≤ 420 МПа. Очевидным выбором для решения этой задачи были продукты низкотемпературного превращения: ма-

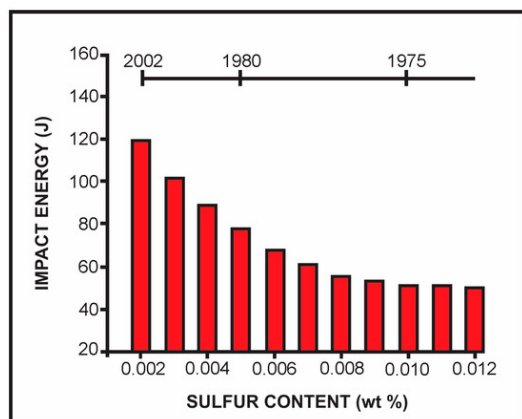


Рис. 8. Влияние содержания серы на ударную вязкость труб [53]

Fig. 8. The effect of sulfur content on the impact strength of pipes [53]

трицы, состоящие из бейнита и мартенсита. Это было достигнуто в середине 1980-х годов для обработки сталей методом прерывистого ускоренного охлаждения (IAC) и прерывистой прямой закалки (IDQ) (рис. 9). Преимущества более высоких скоростей охлаждения и более низких температур смотки позже были использованы для достижения более высокой прочности сталей с более низким содержанием углерода.

Многочисленные исследования, проведенные в период с 1956 по 1980 год и связанные с производством микролегированной стали и горячей прокаткой, указывали на то, что по-

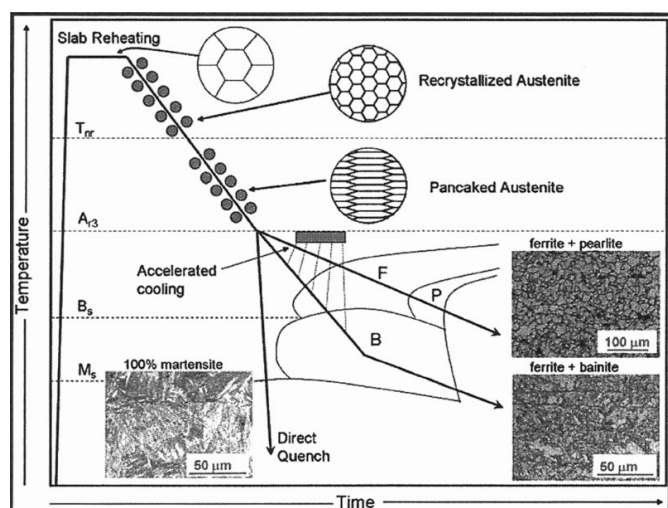


Рис. 9. Схематическая диаграмма термомеханически контролируемой обработки (ТМКП) и микроструктуры, возникающие в результате этого процесса [14]

Fig. 9. Schematic diagram of thermomechanically controlled processing (TMCP) and microstructures resulting from this process [14]

следняя должна была стать основным способом производства сталей. За короткое время это привело к внедрению компьютерного управления и моделирования для получения небольшого (< 10 мкм) однородно распределенного зерна феррита (рис. 9).

На рис. 10 схематически показано, как микроструктура и свойства сталей менялись с течением времени в связи с достижениями в разработке и обработке сталей. Химический состав стали и температура, при которой проводится прокатка, являются критическими факторами, влияющими на микроструктуру, фазовый состав и развитие текстуры сталей.

Процесс термомеханического контроля представляет собой эффективный метод, сочетающий технологию контролируемой прокатки и контролируемого охлаждения для получения превосходных комплексных механических свойств за счет регулирования образования микроструктуры во время деформации [1–3, 12–22]. Из-за низкого содержания углерода и микролегирования в сочетании с различными условиями термомеханической контролируемой прокатки микроструктура высокопрочной трубной стали обычно содержит различные компоненты – полигональный феррит (ПФ), квазиполигональный

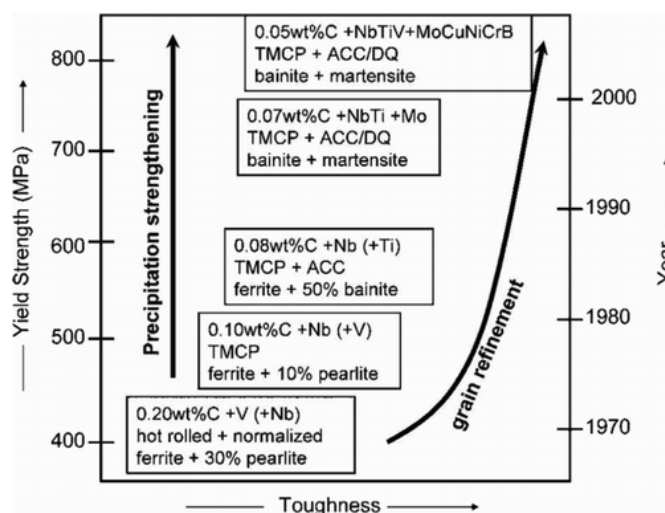


Рис. 10. Разработка трубных сталей на примере исследования стали HSLA:

TMCP – термомеханически контролируемая прокатка; ACC – ускоренное охлаждение; DQ – прямая закалка [14]

Fig. 10. Development of pipe steels using the example of HSLA steel research:

TMCP – thermomechanical controlled rolling; ACC – accelerated cooling; DQ: direct quenching [14]

феррит (КФ), игольчатый феррит (ИФ), бейнит и мартенситно-аустенитную (МА) составляющую, которые образуют сложную смешанную микроструктуру с различными характеристиками. Добавление микролегирующих элементов, таких как Mn, Mo, Cr, Ni, V, Nb и Ti, может помочь получить идеальную микроструктуру и механические свойства [45, 46, 52–56].

Термомеханическая обработка

Важность получения мелкого размера зерна с точки зрения увеличения как прочности, так и ударной вязкости очевидна из первоначальной работы Hall [81] и Petch [82], которые для ряда поликристаллических металлов экспериментально показали, что напряжение текучести $\sigma_{0.2}$ при постоянной деформации связано с диаметром зерна d определенным соотношением [83].

Термомеханическую обработку стали можно разделить на три большие группы в зависимости от того, происходит ли процесс деформации до, во время или после фазового превращения. Используемые процессы включают в себя высокотемпературную термомеханическую обработку (ВТМО), контролируемую прокатку и низкотемпературную термомеханическую обработку (НТМО).

При прокатке листа из простой углеродистомарганцевой (C-Mn) стали (рис. 11) размер зерна может быть уменьшен с 10 до 5 мкм, когда лист контролируется степенью деформации и ускоренным охлаждением. Это уменьшение размера зерна увеличивает предел текучести стали при-

мерно на 80 МПа в соответствии с хорошо известным соотношением Холла – Петча [81–83].

Контролируемая прокатка – это средство, с помощью которого свойства сталей могут быть улучшены до уровня, эквивалентного свойствам более высоколегированных или термически обработанных сталей. Контролируемая прокатка состоит из трех стадий:

1) деформация в рекристаллизационной области при высоких температурах;

2) деформация в нерекристаллизационной области;

3) деформация в аустенит-ферритной области.

Значение деформации в нерекристаллизационной области заключается в разделении аустенитных зерен на несколько блоков в результате внедрения в зерна деформационных полос. Деформация в аустенитно-ферритной области дает смешанную структуру, состоящую из равноосных зерен и субзерен. Фундаментальное различие между традиционно горячекатаными и контролируемо прокатанными сталями заключается в том, что зарождение феррита происходит исключительно на границах аустенитных зерен в первых, в то время как во вторых оно происходит внутри зерен, а также на границах зерен, что приводит к более мелким структурам.

Обычная контролируемая прокатка направлена на получение сплюснутых аустенитных зерен за счет пластической деформации, что приводит к увеличению центров зародышеобразования для превращения аустенита в феррит. Затем этот процесс приводит к образованию мелких ферритных зерен размером примерно от 5 до 8 мкм. Традиционная контролируемая прокатка обычно включает в себя высокие температуры нагрева для достижения полного перехода микролегирующих элементов, т. е. Nb и V, в твердый раствор.

В процессе прокатки [14, 51–56, 84–98], протекающей ниже нулевой температуры рекристаллизации, происходит деформационное выделение Nb (C, N), вызывающее полное подавление рекристаллизации между каждым проходом. Малый размер аустенитного зерна приводит к измельчению зерен феррита. При деформировании в нерекристаллизованной области температур аустенитной фазы (ниже нерекристаллизационной температуры ТНР [53]) зерна аустенита спекаются и внутри зерен внедряются деформаци-

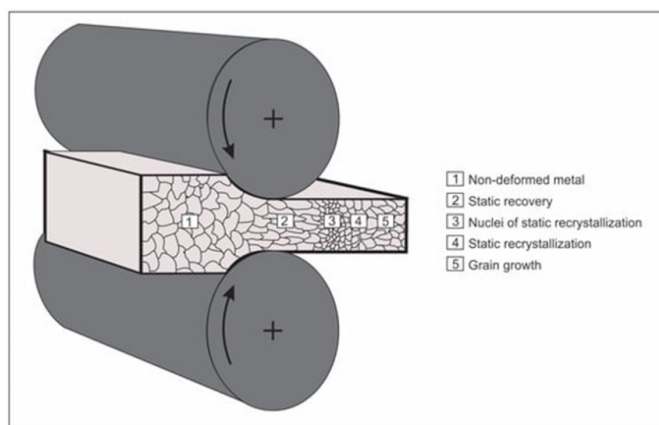


Рис. 11. Схематическая диаграмма измельчения зерна в сталях при деформации

Fig. 11. Schematic diagram of grain refinement in steels during deformation

ционные структуры [53, 84–98]. Деформация на этой стадии существенно увеличивает скорость зародышеобразования на границах аустенитных зерен и внутри них. Это внутризеренное зародышеобразование феррита является одним из наиболее важных аспектов контролируемой прокатки. Микролегирующие элементы, такие как ниобий и титан, могут повышать температуру остановки рекристаллизации аустенита, тем самым облегчая использование этого пути. Деформация в межкритической области приводит к дальнейшему упрочнению аустенита и образованию субструктуры в феррите. Ускоренное охлаждение в диапазоне превращения аустенита в феррит уменьшает размер зерен феррита и повышает как прочность, так и ударную вязкость стали. Эти маршруты схематично показаны на рис. 12.

Синергетический эффект от взаимодействия процессов рекристаллизации аустенита и деформационного выделения микролегирующих элементов является одним из важных технологических вопросов [84–99]. С целью изучения вышеуказанных процессов были разработаны диаграммы рекристаллизации – осаднения – температуры – времени (RPTT) на основе кривых рекристаллизации и осаднения [53], пример такой диаграммы показан на рис. 13. Ниже температуры растворимости осадка (T_0) возможны три режима взаимодействия [53, 86].

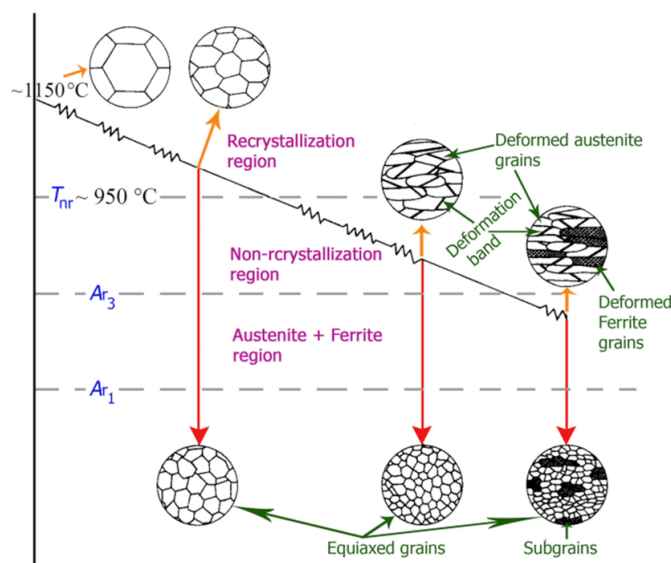


Рис. 12. Схематическая диаграмма измельчения зерна в сталях при термомеханической обработке [98]

Fig. 12. Schematic diagram of grain refinement in steels during thermomechanical processing [98]

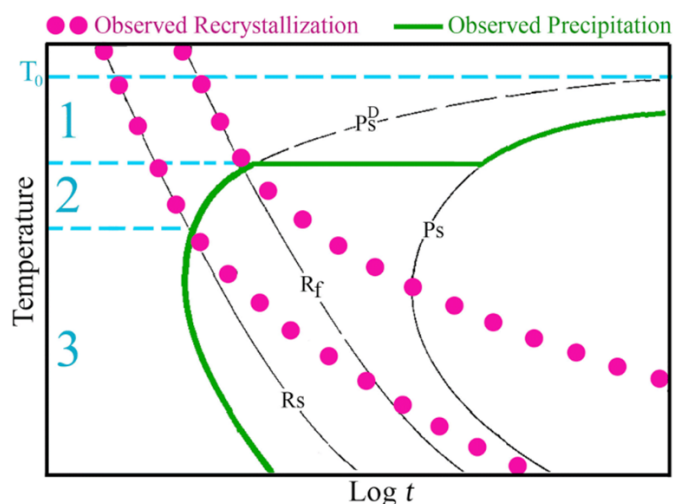


Рис. 13. Схематическое изображение диаграммы RPTT [86]

Fig. 13. Schematic representation of the RPTT diagram [86]

В режиме 1 рекристаллизация завершается (исходя из кривых начала рекристаллизации R_s и конца рекристаллизации R_f) до начала выделения частиц, таким образом, остановка рекристаллизации не достигается. Соответственно в рекристаллизованном аустените в конце концов происходит выделение частиц вдоль кривой P_s .

В режиме 2 выделение частиц начинается по кривой P_s^D , где происходит образование новых и мощных центров зародышеобразования за счет пластической деформации.

В режиме 3 выделение частиц происходит до рекристаллизации, и теперь как начало, так и окончание рекристаллизации останавливаются [86].

Существуют разные группы процессов рекристаллизации (см. рис. 14–16), многие из них взаимосвязаны и границы между ними часто нечеткие. Термин «рекристаллизация» обычно используется для описания замены микроструктуры деформации новыми зернами во время отжига – это называется статической рекристаллизацией (SRX) [100]. SRX имеет место, когда деформационно-упрочненные металлы нагреваются примерно выше половины температуры плавления, т. е. $0,5T_{пл}$. Температура, при которой это может быть достигнуто, обычно называется температурой рекристаллизации T_{REX} . Последнее зависит от типа решетки, концентрации легирующих элементов и распределения вторичных фаз по размерам [100]. Во время отжига

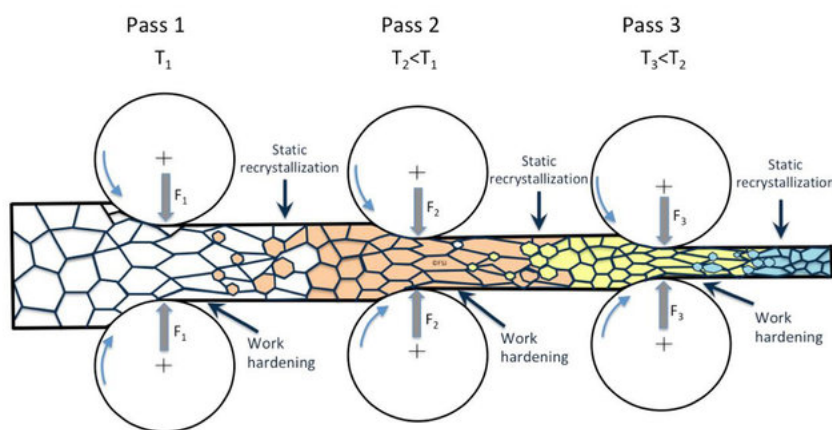


Рис. 14. Схематическое изображение эволюции микроструктуры в процессе прокатки, контролируемой рекристаллизацией [97]:

T – температура; F – усилие прокатки

Fig. 14. Schematic representation of the evolution of the microstructure during rolling controlled by recrystallization [97]:

T – temperature; F – rolling force

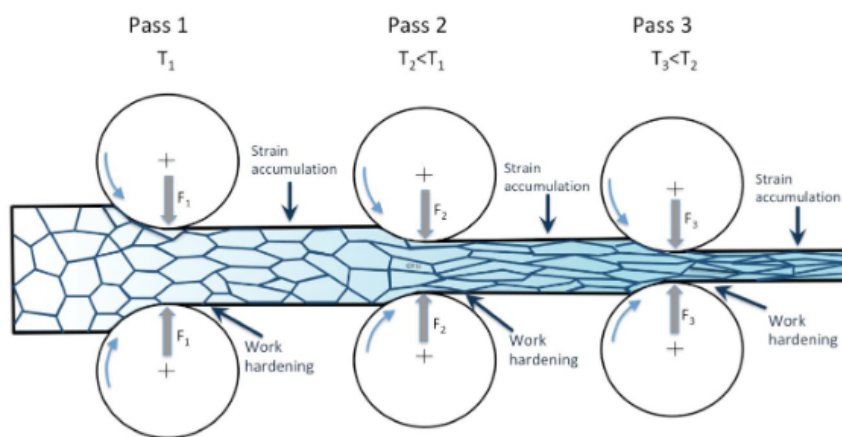


Рис. 15. Схематическое изображение эволюции микроструктуры во время обычного процесса контролируемой прокатки [97]:

T – температура; F – усилие прокатки

Fig. 15. Schematic representation of the evolution of the microstructure during a conventional controlled rolling process [97]:

T – temperature; F – rolling force

микроструктура характеризуется смесью увеличивающегося количества рекристаллизованных зерен и уменьшающегося количества деформированных зерен. Такой процесс иногда называют прерывистой статической рекристаллизацией (dSRX) [100, 101].

Напротив, обычная динамическая рекристаллизация (т. е. dDRX) происходит во время деформации, пока температура выше примерно $0,5T_{пл}$. Новые зерна появляются при деформации зародышеобразования, а затем полностью

замещают исходную микроструктуру при высоких деформациях (рис. 16). Как и в случае SRX (рис. 14), происходит постепенная трансформация субзерен, образующихся в основном вблизи границ зерен. Эти динамические процессы, которые включают в себя стадию зародышеобразования, аналогичны тем, которые происходят во время dSRX, и иногда их называют прерывистой динамической рекристаллизацией (dDRX) [101]. Установлено, что динамический механизм значительно отличается от механизма статической

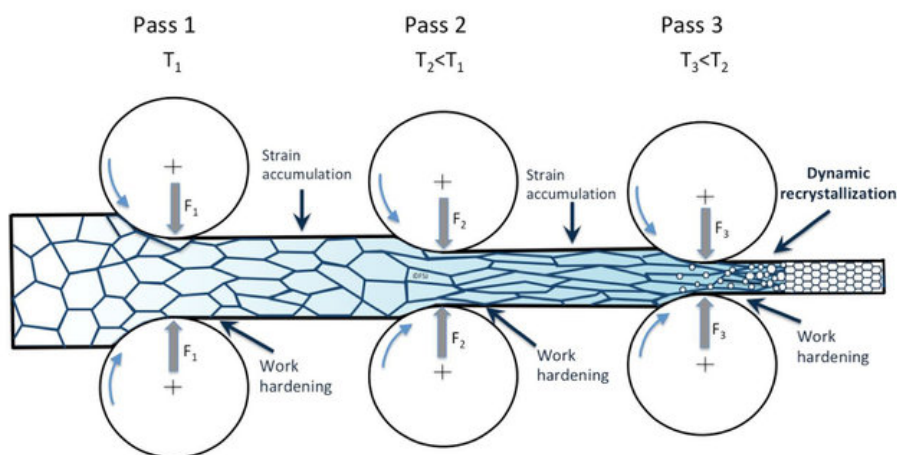


Рис. 16. Схематическое изображение эволюции микроструктуры во время обычного процесса динамической рекристаллизации при контролируемой прокатке [97]:

T – температура; F – усилие прокатки

Fig. 16. Schematic representation of the evolution of the microstructure during the usual process of dynamic recrystallization under controlled rolling [97]:

T – temperature; F – rolling force

рекристаллизации. Последнее приводит к формированию однородной и бездислокационной зеренной структуры. В результате зерна dDRX изначально имеют волнистые границы и содержат дислокационные субструктуры, меняющиеся от зерна к зерну [101]. Даже после полного развития dDRX области, содержащие субструктуры, продолжают присутствовать, в отличие от материалов, подвергшихся dSRX.

Прокатка с контролем динамической рекристаллизации включает в себя инициирование динамической рекристаллизации за один или несколько проходов в процессе прокатки. Она характерна для прокатки проволоки и прутков на линиях непрерывной прокатки, а также прокатки полос и бесшовных труб [97]. Это может быть достигнуто применением большой деформации за один проход или накоплением деформации за несколько отдельных проходов. В случае обоих методов для инициирования динамической рекристаллизации требуется критическая деформация. Конечный размер зерна феррита может достигать 1–2 мкм [1–3, 46, 47, 51–58, 84–99].

Анализ литературы показывает, что традиционный путь (до 1970-х годов) к мелкозернистости конструкционных сталей с феррито-перлитной структурой (FP) заключался во включении измельчающих зерно элементов, таких как алюминий, а затем в нормализации материалов при

температуре около 920 °C после прокатки [1–3, 12–22, 45, 46, 52–56].

Автор [14, 55] отмечает, что «когда была проведена нормализация стали, обработанной ниобием, для улучшения ударных свойств, преимущество в прочности было утрачено». Таким образом, существовала потребность в альтернативном пути к мелкозернистому листу конструкционной стали.

Одной из проблем, связанных с высокопрочными низколегированными (HSLA) сталями, является сложное взаимодействие механизмов упрочнения, что затрудняет оптимизацию параметров их изготовления. Химический состав стали предварительно определяет составляющие фазы в микроструктуре. Матричная составляющая может быть аустенитной, ферритной, перлитной, мартенситной или бейнитной, что является решающим фактором в процессе измельчения зерна из-за различий в кристаллической структуре, микроструктурной конфигурации, дефектов, энергии дефекта упаковки (ЭДУ), деформации и отжига. С другой стороны, температура ТМКП способствует выделению микролегировующих элементов [48, 49, 50, 51, 52].

В 2016 году авторы [93, 94] сообщили о высокопрочной низколегированной (HSLA) стали. При температуре ТМКП 579 °C заявленный предел текучести (YS) находился в диапазоне

701...728 МПа, предел прочности при растяжении был 996...997 МПа, а относительное удлинение составляло 21–23 %. При температуре ТМКП 621 °С предел текучести, предел прочности при растяжении и относительное удлинение находились в пределах 749...821 МПа, 821...876 МПа и 19–25 % соответственно.

С середины 1960-х годов сталелитейные заводы начали производить мелкозернистые конструкционные стали за счет снижения конечной температуры прокатки [85–105]. Основная идея состояла в том, чтобы улучшить характеристики прочности и ударной вязкости конструкционных сталей путем измельчения зерна. По сравнению с обычной горячей прокаткой при высоких температурах новые стали прокатывали при более низкой конечной температуре прокатки. Установлено, что повторная рекристаллизация аустенитных структур приводит к уменьшению размера зерна, но существует предел, который трудно преодолеть. Деформация при температурах, при которых рекристаллизация не происходит, была

эффективной для аустенита, имеющего плотную популяцию плоскостей скольжения, высокую плотность дислокаций и высокую собственную энергию, что обеспечило высокую плотность зародышей для продуктов превращения аустенита. Вначале рассматривались преимущественно ферритно-перлитные микроструктуры, а затем роль быстрого охлаждения стала дополнительной возможностью повышения уровня прочности.

Более высокие скорости охлаждения или более сильное переохлаждение увеличивают движущую силу, а при более низком коэффициенте диффузии может быть достигнута более тонкая микроструктура, такая как бейнит и мартенсит. Сравнение вклада механизма упрочнения в промышленную горячекатаную конструкционную сталь с вкладом в мелкозернистую конструкционную сталь показано на рис. 17 [103].

Из анализа литературы, приведенной выше, видно, что путем добавления микролегирующих элементов, таких как Ti, Nb и V, можно контро-

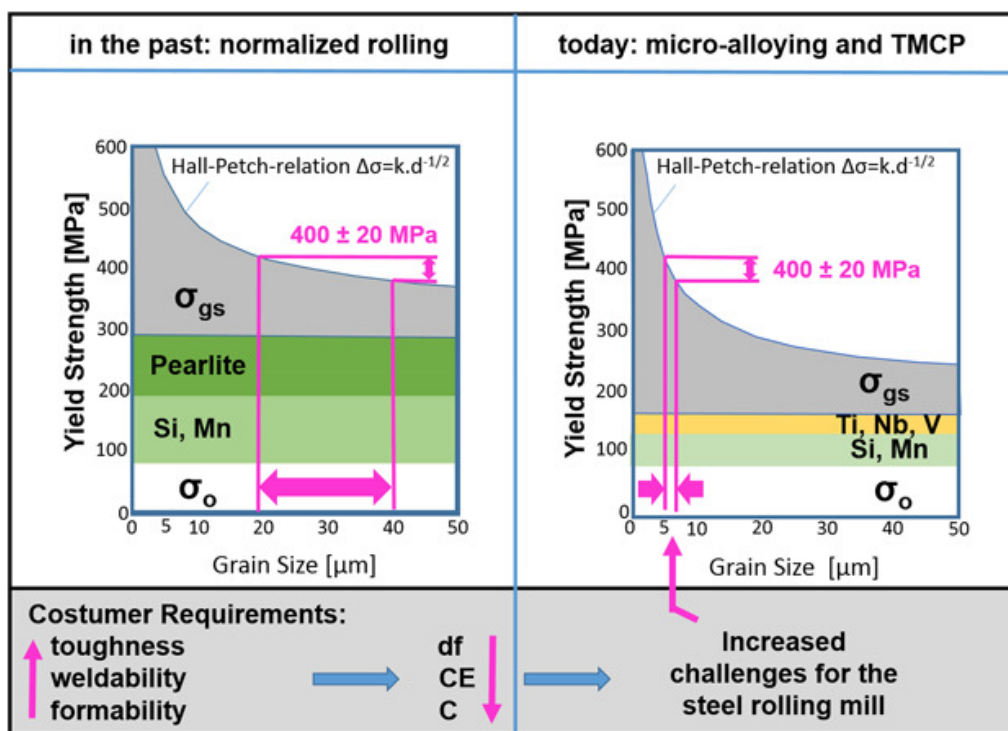


Рис. 17. Типичное различие вкладов механизмов упрочнения в случае рекристаллизационной контролируемой прокатки при высокой температуре чистовой прокатки и термомеханической контролируемой прокатки при температуре чистовой прокатки около 900 °С [103]

Fig. 17. Typical difference in the contributions of hardening mechanisms in the case of recrystallization controlled rolling at a high temperature of finishing rolling and thermomechanical controlled rolling at a finishing temperature of about 900 °C [103]

лирование роста зерен, рекристаллизацию и кинетику выделения частиц. TiN термодинамически достаточно стабилен и способствует предотвращению роста зерна при высоких температурах, особенно в зоне термического влияния сварных соединений.

Nb менее стабилен по сравнению с Ti и примерно при 900 °C образует углеродные нитриды Nb (C, N), которые зарождаются под действием деформации и замедляют рекристаллизацию деформированного аустенита [14–16]. После окончания прокатки деформированный аустенит превращается в феррит и перлит, а V (C, N) выделяется в ферритной фазе, что также дает некоторый прирост прочности. Динамика зависимости температуры от времени изменилась от обычной высокотемпературной прокатки к контролируемой рекристаллизацией прокатке и к термомеханической контролируемой прокатке или ТМ-прокатке плюс быстрое охлаждение после прокатки (рис. 18). Как показано, ТМКП состоит из двух последовательных стадий: контролируемой прокатки и последующего процесса ускоренного охлаждения. Во время чистовой прокатки на полосовом стане горячей прокатки аустенитные зерна вытягиваются в блинообразную форму с высокой плотностью дислокаций.

В период до 1980-х годов для достижения надлежащих механических свойств выбирались

закалка воздухом, воздухом / водяным туманом, маслом или водой, основанная на диаграммах CCT и с учетом толщины листа. В настоящее время охлаждение стало гораздо более гибким, что позволяет использовать новые стратегии с новыми результирующими микроструктурами, как показано на рис. 19 [103].

Для толстолистового проката были введены ускоренное охлаждение (ACC), прямая закалка (DQ) и прямая закалка с самоотпуском (DQST) [103].

Для обеспечения высоких скоростей охлаждения при жестких требованиях к равномерности и управляемости производители оборудования были вынуждены разрабатывать усовершенствованные системы охлаждения. Комплексный контроль остаточных напряжений и деформаций, а также повышение коэффициента теплопередачи заняли много времени и в настоящее время все еще являются предметом исследований и разработок. В других случаях закалку и отпуск заменяли закалкой быстрым охлаждением и изотермической выдержкой в поле бейнитной фазы, а также многими другими возможностями [103]. Новые стратегии охлаждения привели к появлению новых марок стали, таких как двухфазные (DP), комплексно-фазовые (CP) и стали с переходной пластичностью (TRIP).

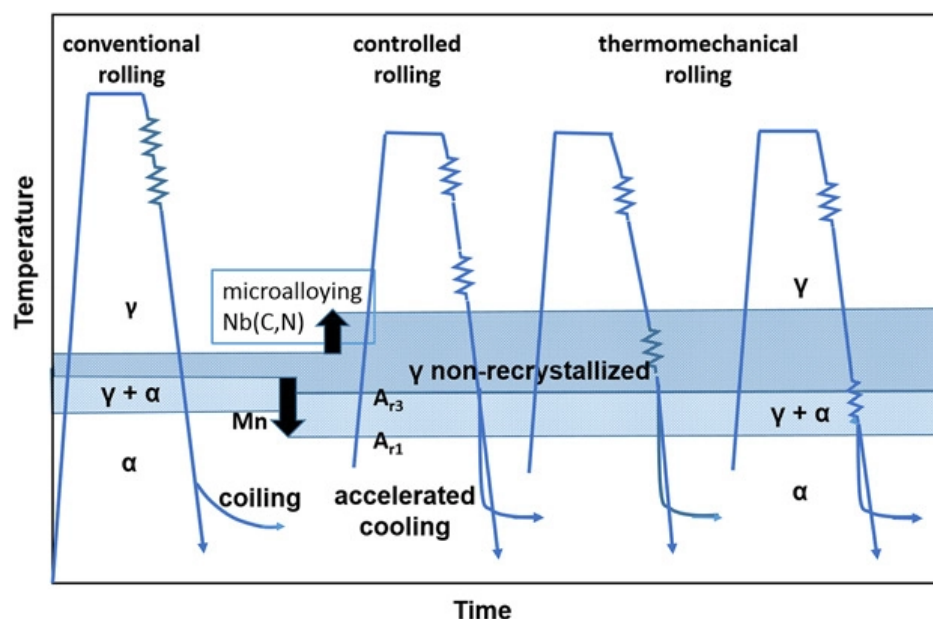


Рис. 18. Стратегии прокатки от обычной прокатки до термомеханической прокатки с ускоренным охлаждением [103]

Fig. 18. Rolling strategies from conventional rolling to thermomechanical rolling with accelerated cooling [103]

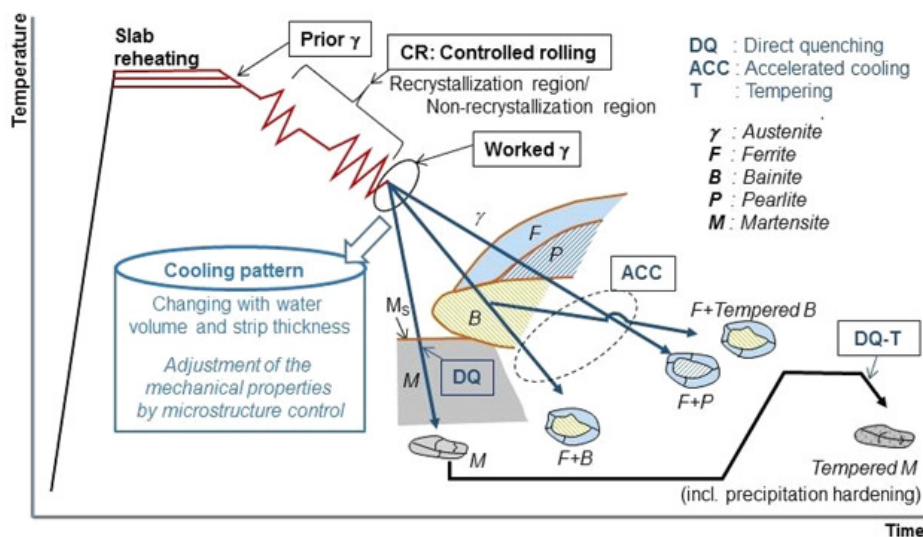


Рис. 19. Схема термомеханической прокатки и охлаждения высокопрочных листов или полос [103]

Fig. 19. Scheme of thermomechanical rolling and cooling of high-strength sheets or strips [103]

Высокоскоростная деформация осуществляется непосредственно ниже температуры $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения. Из-за тепла, выделяемого в результате деформации, феррит на некоторое время превращается в аустенит, прежде чем снова превратиться в феррит.

Сильное напряжение феррита используется для инициирования динамического восстановления. Хотя такой подход не может привести к сверхмелкому размеру зерна, но может быть достигнут размер зерна феррита ~ 3 мкм. Это происходит из-за того, что дальнейшее измельчение зерна в феррите очень затруднено из-за низкого показателя деформационного упрочнения и более высокой энергии дефекта упаковки феррита.

Деформация крупнозернистого аустенита сверх критической деформации способствует внутризеренному зародышеобразованию феррита внутри аустенитных зерен, что приводит к значительному измельчению ферритных зерен. Считается, что этот механизм работает при образовании слоя сверхтонкого феррита на поверхности тонкой полосы.

Закключение

1. За 71 год использования ниобия в промышленных сталях было доказано, что он полезен благодаря нескольким свойствам, таким как прочность и ударная вязкость. За это время были проведены многочисленные исследования и опубликованы статьи, показывающие, что как

прочность, так и ударная вязкость могут быть улучшены за счет более высоких добавок Nb.

2. На данный момент используются аналитические методики, такие как рентгеновские эксперименты с высоким разрешением, которые можно проводить для точного измерения объемной доли NbC и соответствующего растворенного Nb в стали после условий повторного нагрева, которые трудно измерить с помощью электронной микроскопии или обычной рентгеновской дифракции из-за очень низкой объемной доли (около 0,0001–0,0002) выделений карбида ниобия в исследованных сталях.

3. В последние десятилетия ТМКП была самой важной разработкой для конструкционных сталей и заменила старые марки стали благодаря своим преимуществам, таким как повышенная прочность и ударная вязкость материала в сочетании с лучшей свариваемостью и формованием. ТМКП состоит из двух основных функций: деформации аустенита посредством управления кинетикой рекристаллизации и применения надлежащей стратегии охлаждения для создания микроструктуры в соответствии с техническими требованиями.

4. Основываясь на существующих микроструктурных моделях ТМКП, весь процесс прокатки и охлаждения можно гораздо лучше контролировать, что приводит к более узким допускам и поддерживает производство новых марок стали с улучшенными эксплуатационными



свойствами. Интегрированные встроенные модели заменят автономные модели. Расчеты развития микроструктуры в режиме реального времени и точные датчики помогут контролировать весь производственный процесс и обеспечивать высочайшее качество продукции.

Список литературы

1. Эфрон Л.И. Металловедение в «большой» металлургии. Трубные стали. – М.: Металлургиздат, 2012. – 696 с. – ISBN 978-5-902194-63-7.
2. Матросов Ю.И., Литвиненко С.А., Голованенко С.А. Сталь для магистральных трубопроводов. – М.: Металлургия, 1989. – 288 с.
3. Технологии производства стальных бесшовных труб для добычи трудноизвлекаемых углеводородов / А.Г. Ширяев, С.Г. Четвериков, С.Г. Чикалов, И.Ю. Пышминцев, П.В. Крылов // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2018. – Т. 61 (11). – С. 866–875. – DOI: 10.17073/0368-0797-2018-11-866-875.
4. API Spec 5CT. Обсадные и насосно-компрессорные трубы. Технические условия. – 9-е изд. – Американский нефтяной институт, 2011. – 287 с.
5. ISO 11960. Нефтяная и газовая промышленность – трубы стальные, применяемые в качестве обсадных или насосно-компрессорных труб для скважин. – 4-е изд. – Международная организация по стандартизации, 2011. – 269 с.
6. DSTU ISO 11960:2020. Petroleum and natural gas industries – Steel pipes for use as casing and tubing for wells. – Geneva, Switzerland: IOS, 2020.
7. ГОСТ Р 53366–2009. Трубы стальные, применяемые в качестве обсадных или насосно-компрессорных труб для скважин в нефтяной и газовой промышленности. Общие технические условия. – М.: Стандартинформ, 2010. – 190 с.
8. СТО Газпром 2-4.1-158–2007. Технические требования к обсадным трубам для месторождений ОАО «Газпром». – М.: ОАО «Газпром», 2007. – 23 с.
9. СТО Газпром 2-4.1-228–2008. Технические требования к насосно-компрессорным трубам для месторождений ОАО «Газпром». – М.: ОАО «Газпром», 2008. – 32 с.
10. Oil and gas wells and their integrity: Implications for shale and unconventional resource exploitation / R.J. Davies, S. Almond, R.S. Ward, R.B. Jackson, C. Adams, F. Worrall, L.G. Herringshaw, J.G. Gluyas, M.A. Whitehead // Marine and Petroleum Geology. – 2014. – Vol. 56. – P. 239–254. – DOI: 10.1016/j.marpetgeo.2014.03.001.
11. Microstructure evolution of the semi-macro segregation induced banded structure in high strength oil tubes during quenching and tempering treatments / B. Li, M. Luo, Z. Yang, F. Yang, H. Liu, H. Tang, Z. Zhang, J. Zhang // Materials. – 2019. – Vol. 12 (20). – P. 3310. – DOI: 10.3390/ma12203310.
12. Effects of Q&T parameters on phase transformation, microstructure, precipitation and mechanical properties in an oil casing steel / Q. Zhang, Q. Yuan, Z. Xiong, M. Liu, G. Xu // Physics of Metals and Metallography. – 2021. – Vol. 122 (14). – P. 1463–1472. – DOI: 10.1134/S0031918X21140180.
13. Ниобийсодержащие низколегированные стали / Ф. Хайстеркамп, К. Хулка, Ю.И. Матросов, Ю.Д. Морозов, Л.И. Эфрон, В.И. Столяров, О.Н. Чевская. – М.: Интермет Инжиниринг, 1999. – 94 с.
14. Baker T.N. Microalloyed steels // Ironmaking & Steelmaking. – 2016. – Vol. 43 (4). – P. 264–307. – DOI: 10.1179/1743281215Y.0000000063.
15. Baker T.N. Titanium microalloyed steels // Ironmaking & Steelmaking. – 2019. – Vol. 46 (1). – P. 1–55. – DOI: 10.1080/03019233.2018.1446496.
16. Pickering F.B. Overview of titanium microalloyed steels // Titanium technology in microalloyed steels / ed. by T.N. Baker. – London: The Institute of Materials, 1997. – P. 10–43.
17. Takahashi M. Sheet steel technology for the last 100 years: Progress in sheet steels in hand with the automotive industry // Tetsu To Hagane. – 2014. – Vol. 100 (1). – P. 82–93. – DOI: 10.2355/tetsutohagane.100.82.
18. Latest developments in mechanical properties and metallurgical features of high strength line pipe steels / D. Belato Rosado, W. De Waele, D. Vanderschueren, S. Hertelé // International Journal of Sustainable Construction and Design. – 2013. – Vol. 4 (1). – DOI: 10.21825/scad.v4i1.742.
19. Joo M.S., Suh D.W., Bhadeshia H.K.D.H. Mechanical anisotropy in steels for pipelines // ISIJ International. – 2013. – Vol. 53 (8). – P. 1305–1314. – DOI: 10.2355/isijinternational.53.1305.
20. Microstructure and mechanical properties of two API steels for iron ore pipelines / L.B. Godefroid, L.C. Candido, R.B. Toffolo, L.H. Barbosa // Materials Research. – 2014. – Vol. 17 (suppl 1). – P. 114–120. – DOI: 10.1590/S1516-14392014005000068.
21. Tanaka T. Controlled rolling of steel plate and strip // International Metals Reviews. – 1981. – Vol. 26 (1). – P. 185–212. – DOI: 10.1179/imr.1981.26.1.185.
22. Relation among rolling parameters, microstructures and mechanical properties in an acicular ferrite pipeline steel / W. Wang, W. Yan, L. Zhu, P. Hu, Y. Shan, K. Yang // Materials & Design. – 2009. – Vol. 30 (9). – P. 3436–3443. – DOI: 10.1016/j.matdes.2009.03.026.
23. Influences of austenization temperature and annealing time on duplex ultrafine microstructure and mechanical properties of medium Mn steel / C. Wang,

- W.Q. Cao, Y. Han, C.Y. Wang, C.X. Huang, H. Dong // Journal of Iron and Steel Research International. – 2015. – Vol. 22 (1). – P. 42–47. – DOI: 10.1016/S1006-706X(15)60007-3.
24. Kim N.J., Thomas G. Effects of morphology on the mechanical behavior of a dual phase Fe/2Si/0.1C steel // Metallurgical Transactions A. – 1981. – Vol. 12. – P. 483–489. – DOI: 10.1007/BF02648546.
25. Liang X. The complex phase transformation of austenite in high strength linepipe steels and its influence on the mechanical properties: diss. – University of Pittsburgh, 2012.
26. Effect of microstructure on the yield ratio and low temperature toughness of linepipe steels / Y.M. Kim, S.K. Kim, Y.J. Lim, N.J. Kim // ISIJ International. – 2002. – Vol. 42 (12). – P. 1571–1577. – DOI: 10.2355/isijinternational.42.1571.
27. Separation phenomenon occurring during the Charpy impact test of API X80 pipeline steels / S.Y. Shin, S. Hong, J.-H. Bae, K. Kim, S. Lee // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2009. – Vol. 40. – P. 2333–2349. – DOI: 10.1007/s11661-009-9943-9.
28. Relationships among crystallographic texture, fracture behavior and Charpy impact toughness in API X100 pipeline steel / X.-L. Yang, Y.-B. Xu, X.-D. Tan, D. Wu // Materials Science and Engineering A. – 2015. – Vol. 641. – P. 96–106. – DOI: 10.1016/j.msea.2015.06.029.
29. Microstructure of high strength niobium-containing pipeline steel / S. Shanmugam, R.D.K. Misra, J. Hartmann, S. Jansto // Materials Science and Engineering: A. – 2006. – Vol. 441 (1–2). – P. 215–229. – DOI: 10.1016/j.msea.2006.08.017.
30. Effects of microstructure and pipe forming strain on yield strength before and after spiral pipe forming of API X70 and X80 linepipe steel sheets / S.S. Sohn, S.Y. Han, J.H. Bae, H.S. Kim, S. Lee // Materials Science and Engineering: A. – 2013. – Vol. 573. – P. 18–26. – DOI: 10.1016/j.msea.2013.02.050.
31. Effects of microstructure and yield ratio on strain hardening and Bauschinger effect in two API X80 linepipe steels / S.Y. Han, S.S. Sohn, S. Shin, J.H. Bae, H.S. Kim, S. Lee // Materials Science and Engineering: A. – 2012. – Vol. 551. – P. 192–199. – DOI: 10.1016/j.msea.2012.05.007.
32. High-strength steel development for pipelines: a Brazilian perspective. / I.S. Bott, L.F.G. De Souza, J.C.G. Teixeira, P.R. Rios // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2005. – Vol. 36. – P. 443–454. – DOI: 10.1007/s11661-005-0315-9.
33. Improvement of mechanical properties of heavy plates for high strength linepipe application i.e. in Arctic Regions / F. Grimpe, H. Meuser, F. Gerdemann, E. Muthmann // 2nd International Conference on Super-High Strength Steels, Garda, Italy, 17–20 October 2010. – Associazione Italiana di Metallurgia (AIM), 2010. – P. 1–13.
34. Challenges to a pipe manufacturer driven by worldwide pipe projects / H.-G. Hillenbrand, C. Kalwa, J. Schröder, C. Kassel // 18th Joint Technical Meeting on Pipeline Research. – 2011. – Vol. 13. – P. 1–12.
35. Nonn A., Kalwa C. Modelling of damage behaviour of high strength pipeline steel // 18th European Conference on Fracture. – Dresden, 2010. – P. 1–8.
36. Пейганович Н.В. Выпуск нефтегазопроводных труб с повышенной эксплуатационной надежностью // Металлург. – 2007. – № 12. – С. 51–55.
37. Шабалов И.П., Морозов Ю.Д., Эфрон Л.И. Стали для труб и строительных конструкций с повышенными эксплуатационными свойствами. – М.: Металлургиздат, 2003. – 520 с.
38. Ментюков К.Ю. Влияние термомеханической обработки при производстве проката и трубного передела на структуру и механические свойства низколегированных сталей для труб большого диаметра: дис. ... канд. техн. наук: 05.16.01. – М., 2017. – 122 с.
39. A review on casing while drilling technology for oil and gas production with well control model and economical analysis / D. Patel, V. Thakar, S. Pandian, M. Shah, A. Sircar // Petroleum. – 2019. – Vol. 5 (1). – P. 1–12. – DOI: 10.1016/j.petlm.2018.12.003.
40. Using casing to drill directional wells / K.R. Fontenot, B. Lesso, R.D. Strickler, T. Warren // Oilfield Review. – 2005. – Vol. 17 (2). – P. 44–61.
41. Simultaneous drill and case technology-case histories, status and options for further development / D. Hahn, W. Van Gestel, N. Fröhlich, G. Stewart // IADC/SPE Drilling Conference, New Orleans, Louisiana, February 2000. – DOI: 10.2118/59126-MS.
42. Radwan A., Karimi M. Feasibility study of casing drilling application in hph environments: A review of challenges, benefits, and limitations // SPE/IADC Middle East Drilling Technology Conference and Exhibition, Muscat, Oman, October 2011. – DOI: 10.2118/148433-MS.
43. Verhoeven J.D. A review of microsegregation induced banding phenomena in steels // Journal of Materials Engineering and Performance. – 2000. – Vol. 9 (3). – P. 286–296. – DOI: 10.1361/105994900770345935.
44. Morrison W.B. Microalloy steels – the beginning // Materials Science and Technology. – 2009. – Vol. 25 (9). – P. 1066–1073. – DOI: 10.1179/174328409X453299.
45. Morrison W.B. Influence of small niobium additions on properties of carbon-manganese steels // Journal of the Iron and Steel Institute. – 1963. – Vol. 201 (4). – P. 317–325.



46. Quantitative analysis of mixed niobium-titanium carbonitride solubility in HSLA steels based on atom probe tomography and electrical resistivity measurements. / J. Webel, H. Mohrbacher, E. Detemple, D. Britz, F. Mücklich // *Journal of Materials Research and Technology*. – 2022. – Vol. 18. – P. 2048–2063. – DOI: 10.1016/j.jmrt.2022.03.098.
47. Tracing microalloy precipitation in Nb-Ti HSLA steel during austenite conditioning / J. Webel, A. Herges, D. Britz, E. Detemple, V. Flaxa, H. Mohrbacher, F. Mücklich // *Metals*. – 2020. – Vol. 10. – P. 243. – DOI: 10.3390/met10020243.
48. *Cuddy L.J.* The effect of microalloy concentration on the recrystallization of austenite during hot deformation // *Thermomechanical Processing of Microalloyed Austenite*, Warrendale, PA: The Metallurgical Society / AIME, 1982. – P.129–140. – ISBN 0-89520-398-7.
49. On strength of microalloyed steels: an interpretive review / A.J. DeArdo, M.J. Hua, K.G. Cho, C.I. Garcia // *Materials Science and Technology*. – 2009. – Vol. 25 (9). – P. 1074–1082. – DOI: 10.1179/174328409X455233.
50. Modern HSLA steels and role of non-recrystallisation temperature / S. Vervynckt, K. Verbeken, B. Lopez, J.J. Jonas // *International Materials Reviews*. – 2012. – Vol. 57 (4). – P. 187–207. – DOI: 10.1179/1743280411y.0000000013.
51. *DeArdo A.J.* Niobium in modern steels // *International Materials Reviews*. – 2003. – Vol. 48 (6). – P. 371–402. – DOI: 10.1179/095066003225008833.
52. *Gladman T.* The physical metallurgy of microalloyed steels. – Institute of Materials, 1997. – 363 p. – (Book / the Institute of Materials; vol. 615). – ISBN 0901716812.
53. Strengthening from Nb-rich clusters in a Nb-microalloyed steel / K.Y. Xie, T. Zheng, J.M. Cairney, H. Kaul, J.G. Williams, F. Barbaro, C.R. Killmore, S.P. Ringer // *Scripta Materialia*. – 2012. – Vol. 66 (9). – P. 710–713. – DOI: 10.1016/j.scriptamat.2012.01.029.
54. Statistical and theoretical analysis of precipitates in dual-phase steels microalloyed with titanium and their effect on mechanical properties / R. Soto, W. Saikaly, X. Bano, C. Issartel, G. Rigaut, A. Charai // *Acta Materialia*. – 1999. – Vol. 47 (12). – P. 3475–3481. – DOI: 10.1016/S1359-6454(99)00190-1.
55. *Zhang L., Kannengiesser T.* Austenite grain growth and microstructure control in simulated heat affected zones of microalloyed HSLA steel // *Materials Science and Engineering: A*. – 2014. – Vol. 613. – P. 326–335. – DOI: 10.1016/j.msea.2014.06.106.
56. Non-isothermal prior austenite grain growth of a high-Nb X100 pipeline steel during a simulated welding heat cycle process / Y. Gu, P. Tian, X. Wang, X.-l. Han, B. Liao, F.-r. Xiao // *Materials and Design*. – 2016. – Vol. 89. – P. 589–596. – DOI: 10.1016/j.matdes.2015.09.039.
57. Development of high HAZ toughness steel plates for box columns with high heat input welding / A. Kojima, K.-I. Yoshii, T. Hada, O. Saeki, K. Ichikawa, Y. Yoshida, Y. Shimura, K. Azuma // *Nippon Steel Technical Report*. – 2004. – N 90. – P. 39–44.
58. Effect of dissolution and precipitation of Nb on the formation of acicular ferrite/bainite ferrite in low-carbon HSLA steels / Y. Chen, D. Zhang, Y. Liu, H. Li, D. Xu // *Materials Characterization*. – 2013. – Vol. 84. – P. 232–239. – DOI: 10.1016/j.matchar.2013.08.005.
59. *Karjalainen L.P., Maccagno T.M., Jonas J.J.* Softening and flow stress behaviour of Nb microalloyed steels during hot rolling simulation // *ISI International*. – 1995. – Vol. 35 (12). – P. 1523–1531. – DOI: 10.2355/isijinternational.35.1523.
60. *Hansen S.S., Sande J.B.V., Cohen M.* Niobium carbonitride precipitation and austenite recrystallization in hot-rolled microalloyed steels // *Metallurgical Transactions A*. – 1980. – Vol. 11. – P. 387–402. – DOI: 10.1007/BF02654563.
61. Microstructure and mechanical properties of TMCP heavy plate microalloyed steel / J. Hu, L.X. Du, H. Xie, X.H. Gao, R.D.K. Misra // *Materials Science and Engineering: A*. – 2014. – Vol. 607. – P. 122–131. – DOI: 10.1016/j.msea.2014.03.133.
62. Structure-mechanical property relationship in low carbon microalloyed steel plate processed using controlled rolling and two-stage continuous cooling / J. Hu, L.X. Du, J.J. Wang, H. Xie, C.R. Gao, R.D.K. Misra // *Materials Science and Engineering: A*. – 2013. – Vol. 585. – P. 197–204. – DOI: 10.1016/j.msea.2013.07.071.
63. Non-metallic inclusion and intragranular nucleation of ferrite in Ti-killed C-Mn steel / J. Byun, J. Shim, Y.W. Cho, D.N. Lee // *Acta Materialia*. – 2003. – Vol. 51 (6). – P. 1593–1606. – DOI: 10.1016/S1359-6454(02)00560-8.
64. Crystallography of intragranular ferrite formed on (MnS + V(C, N)) complex precipitate in austenite / G. Miyamoto, T. Shinyoshi, J. Yamaguchi, T. Furuhashi, T. Maki, R. Uemori // *Scripta Materialia*. – 2003. – Vol. 48 (4). – P. 371–377. – DOI: 10.1016/S1359-6462(02)00451-7.
65. Effect of V and N precipitation on acicular ferrite formation in sulfur-lean vanadium steels / C. Capdevila, C. García-Mateo, J. Chao, F.G. Caballero // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2009. – Vol. 40 (3). – P. 522–538. – DOI: 10.1007/s11661-008-9730-z.
66. *Babu S.S., Bhadeshia H.K.D.H.* Mechanism of the transition from bainite to acicular ferrite // *Materials Transactions, JIM*. – 1991. – Vol. 32 (8). – P. 679–688. – DOI: 10.2320/matertrans1989.32.679.
67. Acicular ferrite formation in a medium carbon steel with a two stage continuous cooling / I. Madariaga,

- I. Gutiérrez, C. García-de Andrés, C. Capdevila // Scripta Materialia. – 1999. – Vol. 41 (3). – P. 229–235. – DOI: 10.1016/S1359-6462(99)00149-9.
68. *Aminorroaya Yamini S.* Influence of microalloying elements (Ti, Nb) and nitrogen concentrations on precipitation of pipeline steels – A thermodynamic approach // Engineering Reports. – 2021. – Vol. 3 (7). – P. e12337. – DOI: 10.1002/eng2.12337.
69. Nature of large (Ti, Nb)(C, N) particles precipitated during the solidification of Ti, Nb HSLA steel / X. Zhuo, X. Wang, W. Wang, H.G. Lee // Journal of University of Science and Technology Beijing, Mineral, Metallurgy, Material. – 2007. – Vol. 14 (2). – P. 112–117. – DOI: 10.1016/S1005-8850(07)60023-1.
70. *Den Boer A.W., Malakhov D.V.* Critical role of carbon during production of ferroniobium alloy additions // Canadian Metallurgical Quarterly. – 2014. – Vol. 53 (4). – P. 423–431. – DOI: 10.1179/1879139514Y.0000000134.
71. The mechanism for coarse Nb-rich particle formation in steel / S. Abraham, R. Bodnar, J. Lonnqvist, J. Hagstrom, E. Rydgren // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2021. – Vol. 52. – P. 3727–3749. – DOI: 10.1007/s11661-021-06324-3.
72. Microstructural features controlling mechanical properties in Nb-Mo microalloyed steels. Part I: Yield strength / P. Uranga, N. Isasti, D. Jorge-Badiola, M.L. Taheri // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2014. – Vol. 45. – P. 4960–4971. – DOI: 10.1007/s11661-014-2450-7.
73. Sn segregation at grain boundary and interface between MnS and matrix in Fe-3 mass% Si alloys doped with tin / S. Suzuki, K. Kuroki, H. Kobayashi, N. Takahashi // Materials Transactions, JIM. – 1992. – Vol. 33 (11). – P. 1068–1076. – DOI: 10.2320/mater-trans1989.33.1068.
74. *Tsunekage N., Tsubakino H.* Effects of sulfur content and sulfide-forming elements addition on impact properties of ferrite-pearlitic microalloyed steels // ISIJ International. – 2001. – Vol. 41 (5). – P. 498–505. – DOI: 10.2355/isijinternational.41.498.
75. *Phillips R., Chapman J.A.* Influence of finish rolling temperature on mechanical properties of some commercial steels rolled to 13/16 in. diameter bars // Journal of the Iron and Steel Institute. – 1966. – Vol. 204. – P. 615–622.
76. Optimization of metallurgical factors for production of high strength, high toughness steel plate by controlled rolling / M. Hiroyoshi, T. Osuka, I. Kozasu, K. Tsukada // Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan. – 1972. – Vol. 12. – P. 435–443.
77. *Hall E.O.* The deformation and ageing of mild steel: III discussion of results // Proceedings of the Physical Society. Section B. – 1951. – Vol. 64 (9). – P. 747. – DOI: 10.1088/0370-1301/64/9/303.
78. *Petch N.J.* The cleavage strength of polycrystals // Journal of the Iron and Steel Institute. – 1953. – Vol. 174. – P. 25–28.
79. The plastic deformation of polycrystalline aggregates / R. Armstrong, I. Codd, R.M. Douthwaite, N.J. Petch // The Philosophical Magazine: A Journal of Theoretical Experimental and Applied Physics. – 1962. – Vol. 7 (73). – P. 45–58. – DOI: 10.1080/14786436208201857.
80. *Hoogendoorn T.M., Spanraft M.J.* Quantifying the effect of microalloy elements on structures during processing // Proceedings. Microalloying '75 – Washington, 1975. – P. 75–89.
81. Microalloyed steels through history until 2018: review of chemical composition, processing and hydrogen service / J.C. Villalobos, A. Del-Pozo, B. Campillo, J. Mayen, S. Serna // Metals. – 2018. – Vol. 8 (5). – P. 351. – DOI: 10.3390/met8050351.
82. *Palmiere E.J., Garcia C.I., DeArdo A.J.* Compositional and microstructural changes which attend reheating and grain coarsening in steels containing niobium // Metallurgical and Materials Transactions A. – 1994. – Vol. 25. – P. 277–286. – DOI: 10.1007/BF02647973.
83. *Gauthier G., LeBon A.B.* Discussion: on the recrystallization of austenite // Proceedings. Microalloying '75. – Washington, 1975. – P. 1–3.
84. Hot rolling as a high-temperature thermo-mechanical process / I. Kozasu, C. Ouchi, T. Sampei, T. Okita // Proceedings. Microalloying '75. – Washington, 1975. – P. 120–134.
85. *DeArdo A.J.* Microalloyed steels: fifty years of progress – An interpretive review. – URL: https://www.researchgate.net/publication/304374754_Microalloyed_Steels_Fifty_Years_of_Progress_-_An_Interpretive_Review (accessed: 06.08.2024).
86. The significance of central segregation of continuously cast billet on banded microstructure and mechanical properties of section steel / F. Guo, X. Wang, J. Wang, R.D.K. Misra, C. Shang // Metals. – 2020. – Vol. 10. – P. 76. – DOI: 10.3390/met10010076.
87. *Stalheim D.G.* The use of high temperature processing (HTP) steel for high strength oil and gas transmission pipeline applications // Iron & Steel. – 2005. – Vol. 40 (11). – P. 699–704.
88. *Misra D., Jansto S.G.* Niobium-based alloy design for structural applications: processing-structure-property paradigm // HSLA Steels 2015, Microalloying 2015 & Offshore Engineering Steels 2015: conference proceedings. – Hoboken, NJ, USA: John Wiley & Sons, Inc., 2015. – P. 261–266. – DOI: 10.1002/9781119223399.ch27.
89. The effect of coiling temperature on the microstructure and mechanical properties of a niobium-titanium microalloyed steel processed via thin slab



casting / V.S.A. Challa, W.H. Zhou, R.D.K. Misra, R. O'Malley, S.G. Jansto // *Materials Science and Engineering: A*. – 2014. – Vol. 595. – P. 143–153. – DOI: 10.1016/j.msea.2013.12.002.

90. *Sarmiento E.C., Evans J.* Effect of strain accumulation and dynamic recrystallisation on the flow stress of HSLA steels during flat rolling // *Proceedings of an International Symposium on Processing, Microstructure, and Properties of HSLA Steels 1992: ISS-AIME*. – Warrendale, Pennsylvania, 1992. – P. 105–112.

91. *Yada H., Matsumura Y., Senuma T.* A new thermomechanical heat treatment for grain refining in low carbon steels // *Proceedings of the 1st International Conference on Physical Metallurgy of Thermomechanical Processing of Steels and Other Metals (THERMEC '88)*, Keidanren Kaikan, Tokyo, Japan. – Tokyo: ISIJ, 1988. – P. 200.

92. The dynamic transformation of ferrite above A_{e3} and the consequences on hot rolling of steels / F. Siciliano, S.F. Rodrigues, C. Aranas Jr, J.J. Jonas // *Tecnologia em Metalurgia, Materiais e Mineração*. – 2020. – Vol. 17 (2). – P. 90–95. – DOI: 10.4322/2176-1523.20202230.

93. *Tamura I., Sekine H., Tanaka T.* Thermomechanical processing of high-strength low-alloy steels. – Butterworth-Heinemann, 2013. – ISBN 0-408-11034-1.

94. Thermal mechanisms of grain refinement in steels: A review / Z. Nasiri, S. Ghaemifar, M. Naghizadeh, H. Mirzadeh // *Metals and Materials International*. – 2021. – Vol. 27. – P. 2078–2094. – DOI: 10.1007/s12540-020-00700-1.

95. Dynamic and post-dynamic recrystallization under hot, cold and severe plastic deformation conditions / T. Sakai, A. Belyakov, R. Kaibyshev, H. Miura, J.J. Jonas // *Progress in Materials Science*. – 2014. – Vol. 60. – P. 130–207. – DOI: 10.1016/j.pmatsci.2013.09.002.

96. *Huang K.E., Logé R.E.* A review of dynamic recrystallization phenomena in metallic materials // *Materials & Design*. – 2016. – Vol. 111 (8). – P. 548–574. – DOI: 10.1016/j.matdes.2016.09.012.

97. *Sanz L., Pereda B., López B.* Effect of thermomechanical treatment and coiling temperature on the strengthening mechanisms of low carbon steels microalloyed with Nb // *Materials Science and Engineering: A*. –

2017. – Vol. 685. – P. 377–390. – DOI: 10.1016/j.msea.2017.01.014.

98. *Buchmayr B.* Thermomechanical treatment of steels – A real disruptive technology since decades // *Steel Research International*. – 2017. – Vol. 88 (10). – P. 1700182. – DOI: 10.1002/srin.201700182.

99. Development of high strength hot-rolled sheet steel consisting of ferrite and nanometer-sized carbides / Y. Funakawa, T. Shiozaki, K. Tomita, T. Yamamoto, E. Maeda // *ISIJ International*. – 2004. – Vol. 44 (11). – P. 1945–1951. – DOI: 10.2355/isijinternational.44.1945.

100. *Zaitsev A., Arutyunyan N.* Low-carbon Ti-Mo microalloyed hot rolled steels: special features of the formation of the structural state and mechanical properties // *Metals*. – 2021. – Vol. 11 (10). – P. 1584. – DOI: 10.3390/met11101584.

101. *Zhao J., Jiang Z.* Thermomechanical processing of advanced high strength steels // *Progress in Materials Science*. – 2018. – Vol. 94. – P. 174–242. – DOI: 10.1016/j.pmatsci.2018.01.006.

102. Закономерности выделения карбида титана в малоуглеродистых высокопрочных сталях, микролегированных титаном и молибденом / Н.Г. Шапошников, А.В. Колдаев, А.И. Зайцев, И.Г. Родионова, Д.Л. Дьяконов, Н.А. Арутюнян // *Металлург*. – 2016. – № 8. – С. 49–54.

103. Numerical simulation of temperature field in steel under action of electron beam heating Source / V.Yu. Skeebe, V.V. Ivancivsky, N.V. Martyushev, D.V. Lobanov, N.V. Vakhrushev, A.K. Zhigulev // *Key Engineering Materials*. – 2016. – Vol. 712. – P. 105–111. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/KEM.712.105.

104. *Adigamov R.R., Baraboshkin K.A., Yusupov V.S.* Study of the phase transition kinetics in the experimental melting of rolled coils of K55 grade strength steel for pipes manufacturing // *Steel in Translation*. – 2022. – Vol. 52 (11). – P. 1098–1105. – DOI: 10.3103/S096709122211002X.

105. Development of rolling procedures for pipes of K55 strength class at the laboratorial mill / R.R. Adigamov, K.A. Baraboshkin, P.A. Mishnev, A.I. Karlina // *CIS Iron and Steel Review*. – 2022. – Vol. 24. – P. 60–66. – DOI: 10.17580/cisr.2022.02.09.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2024 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science

Journal homepage: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Thermomechanical rolling in well casing production (research review)

Kirill Baraboshkin ^{1, a}, Ruslan Adigamov ^{1, b}, Vladimir Yusupov ^{2, c}, Irina Kozhevnikova ^{3, d},
 Antonina Karlina ^{1, e, *}

¹ JSC “Severstal Management”, 30 Mira str., Cherepovets, 162608, Russian Federation

² Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science, RAS, 49 Leninsky Prospekt, Moscow, 119334, Russian Federation

³ Cherepovets State University, 5 Lunacharsky pr., Cherepovets, Vologda region, 162600, Russian Federation

^a <https://orcid.org/0009-0004-9054-3523>, ka.baraboshkin@severstal.com; ^b <https://orcid.org/0009-0006-7620-5872>, r.adigamov@severstal.com;

^c <https://orcid.org/0000-0002-0640-2217>, vsyusupov@mail.ru; ^d <https://orcid.org/0000-0003-0810-2143>, iakozhevnikova@chsu.ru;

^e <https://orcid.org/0000-0003-3287-3298>, ai.karlina@severstal.com

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 15 March 2024

Revised: 14 May 2024

Accepted: 05 June 2024

Available online: 15 September 2024

Keywords:

Steel

Ferrite

Perlite

Controlled rolling

Thermomechanical rolling

Impact strength

Core shell

Standards

ABSTRACT

Introduction. The modern oil and gas industry requires the development of high strength materials for well casing. Changes in rolled steel production technologies are one of the urgent tasks. Reducing the cost of high quality steel well casing is becoming a major challenge for the oil and gas industry. Multiphase microstructures containing acicular ferrite or an acicular ferrite-dominated phase exhibit good complex properties in *HSLA* steels. This paper focuses on the results obtained using modern methods of thermomechanical rolling. **Results and discussion.** This work analyzes the characteristics of thermomechanical rolling technologies and its impact on the microstructure of rolled steel for well casing. It is shown that predicting mechanical properties based on the microstructural characteristics of steel is complicated due to the large number of parameters involved. This requires an optimal microstructure of the steel. A satisfactory microstructure depends on several factors, such as chemical composition, hot work processing, and accelerated cooling. Alloying elements have a complex effect on the properties of steel, and alloying additives are usually introduced into the steel composition. From a metallurgical point of view, the choice of alloying elements and the metallurgical process can greatly influence the resulting microstructure. **Conclusion.** This review reports the most representative study regarding thermomechanical rolling technologies and microstructural factors in well casing steels. It includes a summary of the most important process variables, material properties, regulatory guidelines, and microstructural and mechanical properties of the metal for well casing production. This review is intended to benefit readers from a variety of backgrounds, from non-metal forming or materials scientists to various industrial application specialists and researchers.

For citation: Baraboshkin K.A., Adigamov R.R., Yusupov V.S., Kozhevnikova I.A., Karlina A.I. Thermomechanical rolling in well casing production (research review). *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2024, vol. 26, no. 3, pp. 24–51. DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.3-24-51. (In Russian).

References

1. Efron L.I. *Metallovedenie v «bol'shoi» metallurgii. Trubnyye stali* [Metallurgy in “big” metallurgy. Pipe steels]. Moscow, Metallurgizdat Publ., 2012. 696 p. ISBN 978-5-902194-63-7.
2. Matrosov Yu.I., Litvinenko S.A., Golovanenko S.A. *Stal' dlya magistral'nykh truboprovodov* [Steel for main pipelines]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1989. 288 p.
3. Shiryayev A.G., Chetverikov S.G., Chikalov S.G., Pyshmintsev I.Yu., Krylov P.V. *Tekhnologii proizvodstva stal'nykh besshovnykh trub dlya dobychi trudnoizvlekaemykh uglevodorodov* [Manufacturing technologies of steel seamless tubes for production of hard-to-recover hydrocarbons]. *Izvestiya vysshihkh uchebnykh zavedenii. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*, 2018, vol. 61 (11), pp. 866–875. DOI: 10.17073/0368-0797-2018-11-866-875.

* Corresponding author

Karlina Antonina I., Ph.D. (Engineering), Leading Expert
 JSC “Severstal Management”,
 30 Mira str.,
 162608, Cherepovets, Russian Federation
 Tel: +7 950 120-19-50, e-mail: ai.karlina@severstal.com

4. API Spec 5CT. *Obsadnye i nasosno-kompressornye truby. Tekhnicheskie usloviya* [API Spec 5CT. Casing and tubing. Specifications]. 9th ed. American Petroleum Institute Publ., 2011. 287 p.
5. ISO 11960. *Petroleum and natural gas industries – Steel pipes for use as casing or tubing for wells*. 4th ed. International Organization for Standardization, 2011. 269 p.
6. DSTU ISO 11960:2020. *Petroleum and natural gas industries – Steel pipes for use as casing and tubing for wells*. Geneva, Switzerland, IOS, 2020.
7. GOST R 53366–2009. *Truby stal'nye, primenyaemye v kachestve obsadnykh ili nasosno-kompressornykh trub dlya skvazhin v neft'nykh i gazovoi promyshlennosti. Obshchie tekhnicheskie usloviya* [State Standard R 53366–2009. Steel pipes for use as casing or tubing for wells in petroleum and natural gas industries. General specifications]. Moscow, Standardinform Publ., 2010. 190 p.
8. STO Gazprom 2-4.1-158–2007. *Tekhnicheskie trebovaniya k obsadnym trubam dlya mestorozhdenii OAO «Gazprom»* [Standard organization STO Gazprom 2-4.1-158–2007. Technical requirements for casing pipes for Gazprom fields]. Moscow, Gazprom Publ., 2007. 23 p.
9. STO Gazprom 2-4.1-228–2008. *Tekhnicheskie trebovaniya k nasosno-kompressornym trubam dlya mestorozhdenii OAO «Gazprom»* [Standard organization STO Gazprom 2-4.1-228–2008. Technical requirements for tubing for OAO Gazprom fields]. Moscow, Gazprom Publ., 2008. 32 p.
10. Davies R.J., Almond S., Ward R.S., Jackson R.B., Adams C., Worrall F., Herringshaw L.G., Gluyas J.G., Whitehead M.A. Oil and gas wells and their integrity: Implications for shale and unconventional resource exploitation. *Marine and Petroleum Geology*, 2014, vol. 56, pp. 239–254. DOI: 10.1016/j.marpetgeo.2014.03.001.
11. Li B., Luo M., Yang Z., Yang F., Liu H., Tang H., Zhang Z., Zhang J. Microstructure evolution of the semi-macro segregation induced banded structure in high strength oil tubes during quenching and tempering treatments. *Materials*, 2019, vol. 12 (20), p. 3310. DOI: 10.3390/ma12203310.
12. Zhang Q., Yuan Q., Xiong Z., Liu M., Xu G. Effects of Q&T parameters on phase transformation, microstructure, precipitation and mechanical properties in an oil casing steel. *Physics of Metals and Metallography*, 2021, vol. 122 (14), pp. 1463–1472. DOI: 10.1134/S0031918X21140180.
13. Heisterkamp F., Hulka K., Matrosov Yu.I., Morozov Y.D., Efron L.I., Stolyarov V.I., Chevskaya O.N. *Niobiisoderzhashchie nizkolegirovannye stali* [Niobium containing low alloy steels]. Moscow, Internet Engineering Publ., 1999. 94 p.
14. Baker T.N. Microalloyed steels. *Ironmaking & Steelmaking*, 2016, vol. 43 (4), pp. 264–307. DOI: 10.1179/1743281215Y.0000000063.
15. Baker T.N. Titanium microalloyed steels. *Ironmaking & Steelmaking*, 2019, vol. 46 (1), pp. 1–55. DOI: 10.1080/03019233.2018.1446496.
16. Pickering F.B. Overview of titanium microalloyed steels. *Titanium technology in microalloyed steels*. Ed. by T.N. Baker. London, The Institute of Materials, 1997, pp. 10–43.
17. Takahashi M. Sheet steel technology for the last 100 years: Progress in sheet steels in hand with the automotive industry. *Tetsu To Hagane*, 2014, vol. 100 (1), pp. 82–93. DOI: 10.2355/tetsutohagane.100.82. (In Japanese).
18. Belato Rosado D., De Waele W., Vanderschueren D., Hertelé S. Latest developments in mechanical properties and metallurgical features of high strength line pipe steels. *International Journal of Sustainable Construction and Design*, 2013, vol. 4 (1). DOI: 10.21825/scad.v4i1.742.
19. Joo M.S., Suh D.W., Bhadeshia H.K.D.H. Mechanical anisotropy in steels for pipelines. *ISIJ International*, 2013, vol. 53 (8), pp. 1305–1314. DOI: 10.2355/isijinternational.53.1305.
20. Godefroid L.B., Candido L.C., Toffolo R.B., Barbosa L.H. Microstructure and mechanical properties of two API steels for iron ore pipelines. *Materials Research*, 2014, vol. 17 (suppl 1), pp. 114–120. DOI: 10.1590/S1516-14392014005000068.
21. Tanaka T. Controlled rolling of steel plate and strip. *International Metals Reviews*, 1981, vol. 26 (1), pp. 185–212. DOI: 10.1179/imr.1981.26.1.185.
22. Wang W., Yan W., Zhu L., Hu P., Shan Y., Yang K. Relation among rolling parameters, microstructures and mechanical properties in an acicular ferrite pipeline steel. *Materials & Design*, 2009, vol. 30 (9), pp. 3436–3443. DOI: 10.1016/j.matdes.2009.03.026.
23. Wang C., Cao W.Q., Han Y., Wang C.Y., Huang C.X., Dong H. Influences of austenization temperature and annealing time on duplex ultrafine microstructure and mechanical properties of medium Mn steel. *Journal of Iron and Steel Research International*, 2015, vol. 22 (1), pp. 42–47. DOI: 10.1016/S1006-706X(15)60007-3.
24. Kim N.J., Thomas G. Effects of morphology on the mechanical behavior of a dual phase Fe/2Si/0.1C steel. *Metallurgical Transactions A*, 1981, vol. 12, pp. 483–489. DOI: 10.1007/BF02648546.

25. Liang X. *The complex phase transformation of austenite in high strength linepipe steels and its influence on the mechanical properties*. Diss. University of Pittsburgh, 2012.
26. Kim Y.M., Kim S.K., Lim Y.J., Kim N.J. Effect of microstructure on the yield ratio and low temperature toughness of linepipe steels. *ISIJ International*, 2002, vol. 42 (12), pp. 1571–1577. DOI: 10.2355/isijinternational.42.1571.
27. Shin S.Y., Hong S., Bae J.-H., Kim K., Lee S. Separation phenomenon occurring during the Charpy impact test of API X80 pipeline steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2009, vol. 40, pp. 2333–2349. DOI: 10.1007/s11661-009-9943-9.
28. Yang X.-L., Xu Y.-B., Tan X.-D., Wu D. Relationships among crystallographic texture, fracture behavior and Charpy impact toughness in API X100 pipeline steel. *Materials Science and Engineering: A*, 2015, vol. 641, pp. 96–106. DOI: 10.1016/j.msea.2015.06.029.
29. Shanmugam S., Misra R.D.K., Hartmann J., Jansto S. Microstructure of high strength niobium-containing pipeline steel. *Materials Science and Engineering: A*, 2006, vol. 441 (1–2), pp. 215–229. DOI: 10.1016/j.msea.2006.08.017.
30. Sohn S.S., Han S.Y., Bae J.H., Kim H.S., Lee S. Effects of microstructure and pipe forming strain on yield strength before and after spiral pipe forming of API X70 and X80 linepipe steel sheets. *Materials Science and Engineering: A*, 2013, vol. 573, pp. 18–26. DOI: 10.1016/j.msea.2013.02.050.
31. Han S.Y., Sohn S.S., Shin S., Bae J.H., Kim H.S., Lee S. Effects of microstructure and yield ratio on strain hardening and Bauschinger effect in two API X80 linepipe steels. *Materials Science and Engineering: A*, 2012, vol. 551, pp. 192–199. DOI: 10.1016/j.msea.2012.05.007.
32. Bott I.S., Souza L.F.G. De, Teixeira J.C.G., Rios P.R. High-strength steel development for pipelines: a Brazilian perspective. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2005, vol. 36, pp. 443–454. DOI: 10.1007/s11661-005-0315-9.
33. Grimpe F., Meuser H., Gerdemann F., Muthmann E. Improvement of mechanical properties of heavy plates for high strength pipeline application i.e. in Arctic regions. *2nd International Conference on Super-High Strength Steels*, 17–20 October 2010. Associazione Italiana di Metallurgia (AIM), 2010, pp. 1–13.
34. Hillenbrand H.-G., Kalwa C., Schröder J., Kassel C. Challenges to a pipe manufacturer driven by worldwide pipe projects. *18th Joint Technical Meeting on Pipeline Research*, 2011, vol. 13, pp. 1–12.
35. Nonn A., Kalwa C. Modelling of damage behaviour of high strength pipeline steel. *18th European Conference on Fracture*, Dresden, 2010, pp. 1–8.
36. Peiganovich N.V. Vypusk neftegazoprovodnykh trub s povyshennoi ekspluatatsionnoi nadezhnost'yu [Production of oil-and-gas pipeline tubes and casings with increased operate reliability]. *Metallurg = Metallurgist*, 2007, № 12, pp. 51–55. (In Russian).
37. Shabalov I.P., Morozov Yu.D., Efron L.I. *Stali dlya trub i stroitel'nykh konstruksii s povyshennymi ekspluatatsionnymi svoistvami* [Steels for pipes and building structures with increased performance properties]. Moscow, Metallurgizdat Publ., 2003. 520 p.
38. Mentuykov K.Yu. *Vliyanie termomekhanicheskoi obrabotki pri proizvodstve prokata i trubnogo peredela na strukturu i mekhanicheskie svoistva nizkolegirovannykh stalei dlya trub bol'shogo diametra*. Diss. dokt. tekhn. nauk [The influence of thermomechanical processing in the production of rolled products and pipe processing on the structure and mechanical properties of low-alloy steels for large-diameter pipes. Dr. eng. sci. diss.]. Moscow, 2017. 122 p.
39. Patel D., Thakar V., Pandian S., Shah M., Sircar A. A review on casing while drilling technology for oil and gas production with well control model and economical analysis. *Petroleum*, 2019, vol. 5 (1), pp. 1–12. DOI: 10.1016/j.petlm.2018.12.003.
40. Fontenot K.R., Lesso B., Strickler R.D., Warren T. Using casing to drill directional wells. *Oilfield Review*, 2005, vol. 17 (2), pp. 44–61.
41. Hahn D., Van Gestel W., Fröhlich N., Stewart G. Simultaneous drill and case technology-case histories, status and options for further development. *IADC/SPE Drilling Conference*, New Orleans, Louisiana, February 2000. DOI: 10.2118/59126-MS.
42. Radwan A., Karimi M. Feasibility study of casing drilling application in hpht environments: A review of challenges, benefits, and limitations. *SPE/IADC Middle East Drilling Technology Conference and Exhibition*, Muscat, Oman, October 2011. DOI: 10.2118/148433-MS.
43. Verhoeven J.D. A review of microsegregation induced banding phenomena in steels. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2000, vol. 9 (3), pp. 286–296. DOI: 10.1361/105994900770345935.
44. Morrison W.B. Microalloy steels – the beginning. *Materials Science and Technology*, 2009, vol. 25 (9), pp. 1066–1073. DOI: 10.1179/174328409X453299.
45. Morrison W.B. Influence of small niobium additions on properties of carbon-manganese steels. *Journal of the Iron and Steel Institute*, 1963, vol. 201 (4), pp. 317–325.

46. Webel I., Mohrbacher H., Detemple E., Britz D., Mücklich F. Quantitative analysis of mixed niobium-titanium carbonitride solubility in HSLA steels based on atom probe tomography and electrical resistivity measurements. *Journal of Materials Research and Technology*, 2022, vol. 18, pp. 2048–2063. DOI: 10.1016/j.jmrt.2022.03.098.
47. Webel J., Herges A., Britz D., Detemple E., Flaxa V., Mohrbacher H., Mücklich F. Tracing microalloy precipitation in Nb-Ti HSLA steel during austenite conditioning. *Metals*, 2020, vol. 10, p. 243. DOI: 10.3390/met10020243.
48. Cuddy L.J. The effect of microalloy concentration on the recrystallization of austenite during hot deformation. *Thermomechanical Processing of Microalloyed Austenite*, Warrendale, PA, The Metallurgical Society / AIME, 1982, pp. 129–140. ISBN 0-89520-398-7.
49. DeArdo A.J., Hua M.J., Cho K.G., Garcia C.I. On strength of microalloyed steels: an interpretive review. *Materials Science and Technology*, 2009, vol. 25 (9), pp. 1074–1082. DOI: 10.1179/174328409X455233.
50. Vervynckt S., Verbeken K., Lopez B., Jonas J.J. Modern HSLA steels and role of non-recrystallisation temperature. *International Materials Reviews*, 2012, vol. 57 (4), pp. 187–207. DOI: 10.1179/1743280411y.0000000013.
51. DeArdo A.J. Niobium in modern steels. *International Materials Review*, 2003, vol. 48 (6), pp. 371–402. DOI: 10.1179/095066003225008833.
52. Gladman T. *The physical metallurgy of microalloyed steels*. Institute of Materials Publ., 1997. 363 p.
53. Xie K.Y., Zheng T., Cairney J.M., Kaul H., Williams J.G., Barbaro F., Killmore C.R., Ringer S.P. Strengthening from Nb-rich clusters in a Nb-microalloyed steel. *Scripta Materialia*, 2012, vol. 66 (9), pp. 710–713. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2012.01.029.
54. Soto R., Saikaly W., Bano X., Issartel C., Rigaut G., Charai A. Statistical and theoretical analysis of precipitates in dual-phase steels microalloyed with titanium and their effect on mechanical properties. *Acta Materialia*, 1999, vol. 47 (12), pp. 3475–3481. DOI: 10.1016/S1359-6454(99)00190-1.
55. Zhang L., Kannengiesser T. Austenite grain growth and microstructure control in simulated heat affected zones of microalloyed HSLA steel. *Materials Science and Engineering: A*, 2014, vol. 613, pp. 326–335. DOI: 10.1016/j.msea.2014.06.106.
56. Gu Y., Tian P., Wang X., Han X.-l., Liao B., Xiao F.-r. Non-isothermal prior austenite grain growth of a high-Nb X100 pipeline steel during a simulated welding heat cycle process. *Materials and Design*, 2016, vol. 89, pp. 589–596. DOI: 10.1016/j.matdes.2015.09.039.
57. Kojima A., Yoshii K.-I., Hada T., Saeki O., Ichikawa K., Yoshida Y., Shimura Y., Azuma K. Development of high HAZ toughness steel plates for box columns with high heat input welding. *Nippon Steel Technical Report*, 2004, no. 90, pp. 39–44.
58. Chen Y., Zhang D., Liu Y., Li H., Xu D. Effect of dissolution and precipitation of Nb on the formation of acicular ferrite/bainite ferrite in low-carbon HSLA steels. *Materials Characterization*, 2013, vol. 84, pp. 232–239. DOI: 10.1016/j.matchar.2013.08.005.
59. Karjalainen L.P., Maccagno T.M., Jonas J.J. Softening and flow stress behaviour of Nb microalloyed steels during hot rolling simulation. *ISIJ International*, 1995, vol. 35 (12), pp. 1523–1531. DOI: 10.2355/isijinternational.35.1523.
60. Hansen S.S., Sande J.B.V., Cohen M. Niobium carbonitride precipitation and austenite recrystallization in hot-rolled microalloyed steels. *Metallurgical Transactions A*, 1980, vol. 11, pp. 387–402. DOI: 10.1007/BF02654563.
61. Hu J., Du L.X., Xie H., Gao X.H., Misra R.D.K. Microstructure and mechanical properties of TMCP heavy plate microalloyed steel. *Materials Science and Engineering: A*, 2014, vol. 607, pp. 122–131. DOI: 10.1016/j.msea.2014.03.133.
62. Hu J., Du L.X., Wang J.J., Xie H., Gao C.R., Misra R.D.K. Structure-mechanical property relationship in low carbon microalloyed steel plate processed using controlled rolling and two-stage continuous cooling. *Materials Science and Engineering: A*, 2013, vol. 585, pp. 197–204. DOI: 10.1016/j.msea.2013.07.071.
63. Byun J., Shim J., Cho Y.W., Lee D.N. Non-metallic inclusion and intragranular nucleation of ferrite in Ti-killed C-Mn steel. *Acta Materialia*, 2003, vol. 51 (6), pp. 1593–1606. DOI: 10.1016/S1359-6454(02)00560-8.
64. Miyamoto G., Shinyoshi T., Yamaguchi J., Furuhashi T., Maki T., Uemori R. Crystallography of intragranular ferrite formed on (MnS + V(C, N)) complex precipitate in austenite. *Scripta Materialia*, 2003, vol. 48 (4), pp. 371–377. DOI: 10.1016/S1359-6462(02)00451-7.
65. Capdevila C., García-Mateo C., Chao J., Caballero F.G. Effect of V and N precipitation on acicular ferrite formation in sulfur-lean vanadium steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2009, vol. 40 (3), pp. 522–538. DOI: 10.1007/s11661-008-9730-z.
66. Babu S.S., Bhadeshia H.K.D.H. Mechanism of the transition from bainite to acicular ferrite. *Materials Transactions, JIM*, 1991, vol. 32 (8), pp. 679–688. DOI: 10.2320/matertrans1989.32.679.

67. Madariaga I., Gutiérrez I., García-de Andrés C., Capdevila C. Acicular ferrite formation in a medium carbon steel with a two stage continuous cooling. *Scripta Materialia*, 1999, vol. 41 (3), pp. 229–235. DOI: 10.1016/S1359-6462(99)00149-9.
68. Aminorroaya Yamini S. Influence of microalloying elements (Ti, Nb) and nitrogen concentrations on precipitation of pipeline steels – A thermodynamic approach. *Engineering Reports*, 2021, vol. 3 (7), p. e12337. DOI: 10.1002/eng2.12337.
69. Zhuo X., Wang X., Wang W., Lee H.G. Nature of large (Ti, Nb)(C, N) particles precipitated during the solidification of Ti, Nb HSLA steel. *Journal of University of Science and Technology Beijing, Mineral, Metallurgy, Material*, 2007, vol. 14 (2), pp. 112–117. DOI: 10.1016/S1005-8850(07)60023-1.
70. Den Boer A.W., Malakhov D.V. Critical role of carbon during production of ferroniobium alloy additions. *Canadian Metallurgical Quarterly*, 2014, vol. 53 (4), pp. 423–431. DOI: 10.1179/1879139514Y.0000000134.
71. Abraham S., Bodnar R., Lonnqvist J., Hagstrom J., Rydgren E. The mechanism for coarse Nb-rich particle formation in steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2021, vol. 52, pp. 3727–3749. DOI: 10.1007/s11661-021-06324-3.
72. Uranga P., Isasti N., Jorge-Badiola D., Taheri M.L. Microstructural features controlling mechanical properties in Nb-Mo microalloyed steels. Part I: Yield strength. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2014, vol. 45, pp. 4960–4971. DOI: 10.1007/s11661-014-2450-7.
73. Suzuki S., Kuroki K., Kobayashi H., Takahashi N. Sn segregation at grain boundary and interface between MnS and matrix in Fe-3 mass% Si alloys doped with tin. *Materials Transactions, JIM*, 1992, vol. 33 (11), pp. 1068–1076. DOI: 10.2320/matertrans1989.33.1068.
74. Tsunekage N., Tsubakino H. Effects of sulfur content and sulfide-forming elements addition on impact properties of ferrite-pearlitic microalloyed steels. *ISIJ International*, 2001, vol. 41 (5), pp. 498–505. DOI: 10.2355/isijinternational.41.498.
75. Phillips R., Chapman J.A. Influence of finish rolling temperature on mechanical properties of some commercial steels rolled to 13/16 in. diameter bars. *Journal of the Iron and Steel Institute*, 1966, vol. 204, pp. 615–622.
76. Hiroyoshi M., Osuka T., Kozasu I., Tsukada K. Optimization of metallurgical factors for production of high strength, high toughness steel plate by controlled rolling. *Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan*, 1972, vol. 12, pp. 435–443.
77. Hall E.O. The deformation and ageing of mild steel: III discussion of results. *Proceedings of the Physical Society. Section B*, 1951, vol. 64 (9), p. 747. DOI: 10.1088/0370-1301/64/9/303.
78. Petch N.J. The cleavage strength of polycrystals. *Journal of the Iron and Steel Institute*, 1953, vol. 174, pp. 25–28.
79. Armstrong R., Codd I., Douthwaite R.M., Petch N.J. The plastic deformation of polycrystalline aggregates. *The Philosophical Magazine: A Journal of Theoretical Experimental and Applied Physics*, 1962, vol. 7 (73), pp. 45–58. DOI: 10.1080/14786436208201857.
80. Hoogendoorn T.M., Spanraft M.J. Quantifying the effect of microalloy elements on structures during processing. *Proceedings. Microalloying '75*, Washington, 1975, pp. 75–89.
81. Villalobos J.C., Del-Pozo A., Campillo B., Mayen J., Serna S. Microalloyed steels through history until 2018: review of chemical composition, processing and hydrogen service. *Metals*, 2018, vol. 8 (5), p. 351. DOI: 10.3390/met8050351.
82. Palmiere E.J., Garcia C.I., DeArdo A.J. Compositional and microstructural changes which attend reheating and grain coarsening in steels containing niobium. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1994, vol. 25, pp. 277–286. DOI: 10.1007/BF02647973.
83. Gauthier G., LeBon A.B. Discussion: on the recrystallization of austenite. *Proceedings. Microalloying '75*, Washington, 1975, pp. 1–3.
84. Kozasu I., Ouchi C., Sampei T., Okita T. Hot rolling as a high-temperature thermo-mechanical process. *Proceedings. Microalloying '75*, Washington, 1975, pp. 120–134.
85. DeArdo A.J. *Microalloyed steels: fifty years of progress – An interpretive review*. Available at: https://www.researchgate.net/publication/304374754_Microalloyed_Steels_Fifty_Years_of_Progress_-_An_Interpretive_Review (accessed 06.08.2024).
86. Guo F., Wang X., Wang J., Misra R.D.K., Shang C. The significance of central segregation of continuously cast billet on banded microstructure and mechanical properties of section steel. *Metals*, 2020, vol. 10, p. 76. DOI: 10.3390/met10010076.
87. Stalheim D.G. The use of high temperature processing (HTP) steel for high strength oil and gas transmission pipeline applications. *Iron & Steel*, 2005, vol. 40 (11), pp. 699–704.



88. Misra D., Jansto S.G. Niobium-based alloy design for structural applications: processing-structure-property paradigm. *HSLA Steels 2015, Microalloying 2015 & Offshore Engineering Steels 2015: conference proceedings*. Hoboken, NJ, USA, John Wiley & Sons, Inc., 2015, pp. 261–266.
89. Challa V.S.A., Zhou W.H., Misra R.D.K., O'Malley R., Jansto S.G. The effect of coiling temperature on the microstructure and mechanical properties of a niobium–titanium microalloyed steel processed via thin slab casting. *Materials Science and Engineering: A*, 2014, vol. 595, pp. 143–153. DOI: 10.1016/j.msea.2013.12.002.
90. Sarmiento E.C., Evans J. Effect of strain accumulation and dynamic recrystallisation on the flow stress of HSLA steels during flat rolling. *Proceedings of an International Symposium on Processing, Microstructure, and Properties of HSLA Steels: ISS-AIME 1992*, Warrendale, Pennsylvania, 1992, pp. 105–112.
91. Yada H., Matsumura Y., Senuma T. A new thermomechanical heat treatment for grain refining in low carbon steels. *Proceedings of the 1st International Conference on Physical Metallurgy of Thermomechanical Processing of Steels and Other Metals (THERMEC '88)*, Keidanren Kaikan, Tokyo, Japan, 1988, p. 200.
92. Siciliano F., Rodrigues S.F., Aranas Jr C., Jonas J.J. The dynamic transformation of ferrite above A_{e3} and the consequences on hot rolling of steels. *Tecnologia em Metalurgia, Materiais e Mineração*, 2020, vol. 17 (2), pp. 90–95. DOI: 10.4322/2176-1523.20202230.
93. Tamura I., Sekine H., Tanaka T. *Thermomechanical processing of high-strength low-alloy steels*. Butterworth-Heinemann, 2013. ISBN 0-408-11034-1.
94. Nasiri Z., Ghaemifar S., Naghizadeh M., Mirzadeh H. Thermal mechanisms of grain refinement in steels: A review. *Metals and Materials International*, 2021, vol. 27, pp. 2078–2094. DOI: 10.1007/s12540-020-00700-1.
95. Sakai T., Belyakov A., Kaibyshev R., Miura H., Jonas J.J. Dynamic and post-dynamic recrystallization under hot, cold and severe plastic deformation conditions. *Progress in Materials Science*, 2014, vol. 60, pp. 130–207. DOI: 10.1016/j.pmatsci.2013.09.002.
96. Huang K.E., Logé R.E. A review of dynamic recrystallization phenomena in metallic materials. *Materials & Design*, 2016, vol. 111 (8), pp. 548–574. DOI: 10.1016/j.matdes.2016.09.012.
97. Sanz L., Pereda B., López B. Effect of thermomechanical treatment and coiling temperature on the strengthening mechanisms of low carbon steels microalloyed with Nb. *Materials Science and Engineering: A*, 2017, vol. 685, pp. 377–390. DOI: 10.1016/j.msea.2017.01.014.
98. Buchmayr B. Thermomechanical Treatment of steels – A real disruptive technology since decades. *Steel Research International*, 2017, vol. 88 (10), p. 1700182. DOI: 10.1002/srin.201700182.
99. Funakawa Y., Shiozaki T., Tomita K., Yamamoto T., Maeda E. Development of high strength hot-rolled sheet steel consisting of ferrite and nanometer-sized carbides. *ISIJ International*, 2004, vol. 44 (11), pp. 1945–1951. DOI: 10.2355/isijinternational.44.1945.
100. Zaitsev A., Arutyunyan N. Low-carbon Ti-Mo microalloyed hot rolled steels: special features of the formation of the structural state and mechanical properties. *Metals*, 2021, vol. 11 (10), p. 1584. DOI: 10.3390/met11101584.
101. Zhao J., Jiang Z. Thermomechanical processing of advanced high strength steels. *Progress in Materials Science*, 2018, vol. 94, pp. 174–242. DOI: 10.1016/j.pmatsci.2018.01.006.
102. Shaposhnikov N.G., Koldaev A.V., Zaitsev A.I., Rodionova I.G., Dyakonov D.L., Arutyunyan N.A. Features of titanium carbide precipitation in low-carbon high-strength steels microalloyed with titanium and molybdenum. *Metallurgist*, 2016, vol. 60 (7–8), pp. 810–816. DOI: 10.1007/s11015-016-0370-z. Translated from *Metallurg*, 2016, no. 8, pp. 49–54.
103. Skeebe V.Yu., Ivancivsky V.V., Martyushev N.V., Lobanov D.V., Vakhrushev N.V., Zhigulev A.K. Numerical simulation of temperature field in steel under action of electron beam heating source. *Key Engineering Materials*, 2016, vol. 712, pp. 105–111. DOI: 10.4028/www.scientific.net/KEM.712.105.
104. Adigamov R.R., Baraboshkin K.A., Yusupov V.S. Study of the phase transition kinetics in the experimental melting of rolled coils of K55 grade strength steel for pipes manufacturing. *Steel in Translation*, 2022, vol. 52 (11), pp. 1098–1105. DOI: 10.3103/S096709122211002X.
105. Adigamov R.R., Baraboshkin K.A., Mishnev P.A., Karlina A.I. Development of rolling procedures for pipes of K55 strength class at the laboratorial mill. *CIS Iron and Steel Review*, 2022, Vol. 24, pp. 60–66. DOI: 10.17580/cisr.2022.02.09.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.