

**КОНТРОЛИРУЕМАЯ ПРОКАТКА СТРОИТЕЛЬНЫХ
НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ С ОХЛАЖДЕНИЕМ
ОТ ТЕМПЕРАТУР МЕЖКРИТИЧЕСКОГО ИНТЕРВАЛА**

Т. В. Ткач, асп.

*ГВУЗ «Приднепровская государственная академия
строительства и архитектуры»*

Состояние вопроса

В настоящее время металлургия является одной из самых развитых и перспективных областей промышленности. Наиболее распространенным видом готовой продукции черной металлургии является прокат из низкоуглеродистых микролегированных сталей, которые находят широкое применение в строительстве.

В течение длительного времени прокат изготавливали методом горячей деформации (при необходимости с последующей термической обработкой). Такая продукция имеет невысокую прочность ($\sigma_t=200...300$ МПа). В качестве основного способа ее упрочнения применяли легирование углеродом. Несмотря на очевидное достоинство этого способа – невысокую стоимость, он оказывает негативное влияние на такие механические свойства как пластичность и вязкость, а также на свариваемость стали.

Поскольку в 70-тых годах на смену клепаным и болтовым способам соединения металлоконструкций пришла сварка, свариваемость стала одним из главных технологических требований, предъявляемых к строительным сталям. Основным показателем свариваемости является углеродный эквивалент, определяемый по формуле:

$$C_{\text{экв}} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Si}{24} + \frac{Ni}{40} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{4} + \frac{V}{14};$$

где содержание соответствующих элементов выражено в % (по массе). Для хорошей свариваемости углеродный эквивалент строительных сталей не должен превышать 0,45-0,48% и, соответственно, предельное содержание углерода должно быть не более 0,18%.

С ростом темпов строительства возросла необходимость повышения прочности низкоуглеродистых сталей, что позволяет уменьшить металлоемкость конструкций, увеличить скорость транспортировки и сборки, снизить стоимость сооружения в целом. В связи с этим возросла потребность получения хорошо свариваемого проката повышенной ($\sigma_T=300...400$ МПа) и высокой ($\sigma_s \geq 400$ МПа) прочности. Ведется непрерывный поиск способов и механизмов повышения прочности стали, без увеличения содержания в ней углерода. Существуют следующие механизмы упрочнения: дисперсионное, дислокационное, твёрдорастворное, зернограничное и упрочнение за счет создания текстуры.

Влияние структурных факторов на прочность обычно представляют в виде модифицированного уравнения Холла-Петча:

$$\sigma_T = \sigma_0 + \sigma_\phi + \sigma_{mp} + \sigma_{dm} + \sigma_\sigma + \sigma_c + k_y d_\phi^{-1/2}$$

где σ_T – предел текучести; σ_0 – напряжение от сопротивления движению дислокаций кристаллической решетки; σ_ϕ – упрочнение за счет присутствия в стали второй фазы; σ_{mp} – упрочнение за счет твердого раствора; σ_{dm} – упрочнение за счет дисперсных частиц; σ_σ – упрочнение за счет дислокаций; σ_c – упрочнение за счет субструктуры; d_ϕ – размер зерна феррита, k_y – коэффициент, выражающий напряжение, необходимое для активации движения дислокаций.

Одновременно повышают вязкость и прочность стали только механизмы, связанные с измельчением зерна (σ_c и $d_\phi^{-1/2}$). Использование механизмов упрочнения путем измельчения ферритного зерна в комбинации с другими механизмами легло в основу термического упрочнения проката.

В качестве основного способа упрочнения строительных низкоуглеродистых сталей применяли термическое упрочнение проката с отдельного нагрева. Нагрев проката перед закалкой, а также последующий отпуск после закалки осуществляли в проходных роликовых печах. После нагрева изделия охлаждали в воде с повышенной скоростью $\approx 30^\circ\text{C}/\text{с}$ в закалочных устройствах. Термически улучшенные стали типа Ст3 имели $\sigma_s \geq 300$ МПа; низколегированные ферритно-перлитные стали – $\sigma_s \geq 390$ МПа (10Г2С1, 10ХСНД); ферритно-бейнитные стали – $\sigma_s \geq 490$ МПа (09Г2ФБ).

Термическое упрочнение сталей массового производства в технологическом потоке, в сравнении с термическим упрочнением с отдельного нагрева, обладает рядом преимуществ: существенно снижается себестоимость упрочнения; достигается более высокий комплекс механических свойств; понижается порог хладноломкости. В результате сочетания горячей деформации и последующих управляемых термических операций достигается значительная экономия энергии, связанная с использованием тепла прокатного нагрева. Процесс сопровождается значительным упрочнением путём фиксации дислокационной тонкой структуры, сформировавшейся в результате деформации. Использование такой стали в металлоконструкциях снижает расход металла на 30-50%, поэтому применение изделий термически упрочненных в потоке прокатного стана вследствие ряда их достоинств в значительной мере вытеснило термическое упрочнение проката с отдельного нагрева [1].

В 50-тых годах XX столетия основы термомеханического упрочнения строительных низкоуглеродистых сталей были разработаны рядом ученых-металлургов. Академиком В. Д. Садовским с сотрудниками [2] был открыт и исследован эффект высокотемпературной термомеханической обработки (ВТМО), заключающийся в одновременном повышении прочности и пластичности стали при совмещении пластической деформации в аустенитном состоянии с последующей закалкой стали. Академик К. Ф. Стародубов впервые в СССР осуществил на прокатных станах термомеханическую обработку. Суть разработанной им технологической схемы заключается в следующем: изделия интенсивно охлаждаются после деформации в технологическом потоке, непо-

средственно на выходе из прокатного стана в специальных охлаждающих устройствах. Эти работы продолжаются В. И. Большаковым и его сотрудниками в ПГАСА в направлении получения при закалке таких перспективных структур, как игольчатый феррит, верхний бейнит и их комбинации [4, 5].

Большой вклад в разработку теории термомеханической обработки конструкционных сталей внес М. Л. Бернштейн. В своей работе [3] он рассмотрел особенности структуры продуктов превращения деформированного аустенита в перлитной, промежуточной и мартенситной областях, а также исследовал изменения механических свойств сталей при различных видах термомеханической обработки (ТМО).

Перечисленные работы расширили применение ТМО при производстве проката (листов, фасонных профилей, арматуры) из низкоуглеродистых строительных сталей. Преимущество ТМО заключается в том, что при существенном увеличении прочности, пластичность снижается незначительно, а ударная вязкость увеличивается в 1,5...2 раза, по сравнению с ударной вязкостью для той же стали после закалки и низкого отпуска.

В 70-ые годы была разработана технология контролируемой прокатки (КП). Этот вид ТМО включает в себя такие механизмы упрочнения, как измельчение ферритного зерна, твёрдорастворное, дислокационное, дисперсионное, субзеренное и упрочнение за счет текстуры. Изделия, изготовленные по технологии КП, обладают высокой прочностью, пластичностью, вязкостью, хладостойкостью, свариваемостью при экономном легировании. Кроме этого применение технологии КП исключает такую дорогостоящую операцию, как улучшение.

Термин “контролируемая прокатка” в технической литературе не точен. Л. И. Эфрон в своей работе [6] к КП отнес только те технологические схемы ТМО конструкционной стали, которые обеспечивают определенное заданное состояние высокотемпературной фазы – аустенита (наклеп, полигонизацию или первичную рекристаллизацию) непосредственно перед превращением $\gamma \rightarrow \alpha$ или на отдельных стадиях деформации. В КП наибольшее значение имеет соотношение между температурами деформации, рекристаллизации аустенита и $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения. Можно выделить три отдельные схемы контролируемой прокатки [7]:

1. Высокотемпературная рекристаллизационная обработка – рекристаллизация аустенита проходит в период между окончанием деформации и началом $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения.

2. Деформация происходит выше A_{T3} , но в температурной области, где рекристаллизация аустенита подавлена.

3. Деформация в двухфазной области, ниже A_{T3} , но выше A_{T1} .

В 80-ые годы технологический процесс контролируемой прокатки совместили с ускоренным регулируемым охлаждением (КП+УРО). Путем комбинации КП+УРО в низкоуглеродистых микролегированных сталях достигается еще большее измельчение зерна без дополнительного увеличения содержания легирующих элементов, более высокие показатели прочности в резуль-

тате дополнительного дисперсионного упрочнения и повышения дисперсности структуры бейнита в ферритной матрице.

Целью работы было определение характера влияния деформации в межкритическом интервале (МКИ) температур и последующего охлаждения на структуру низкоуглеродистых микролегированных сталей.

Материал – сталь 10Г2ФБ, применяемая для изготовления листов.

Метод исследования – световая микроскопия, шлифы на конечной стадии подвергали электрополировке и травлению в нитале.

В лабораторных условиях была проведена экспериментальная прокатка образцов размером 18×18×180 мм из стали 10Г2ФБ по следующей схеме. Температурный межкритический интервал (от 910 до 727°С) был разбит на 8 точек через каждые 25°С (рис. 1а). Образцы нагревали и выдерживали в печи при температуре 1000°С в течение 90 минут, далее извлекали из печи, охлаждали до заданных температур, выдерживали по 10 минут при различных температурах и деформировали на 50%, с последующей закалкой в масло (рис. 1б).

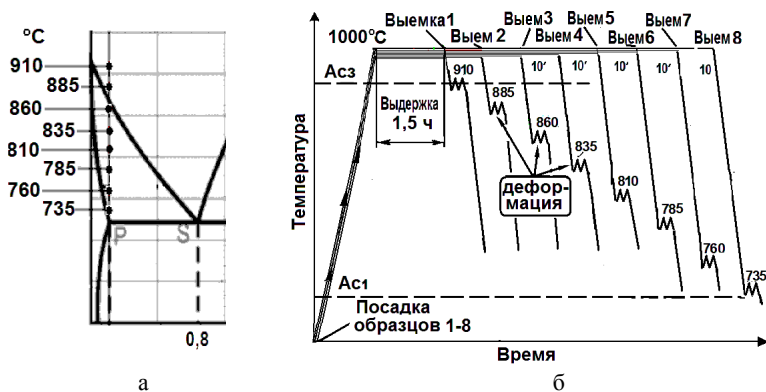


Рис. 1. Угол диаграммы Fe-C с разбивкой температуры в МКИ (а) и гармонограмма лабораторной прокатки (б).

Результаты исследования

При прокатке в верхней части МКИ (рис. 2а, б) образуется 7-10% феррита, а остальной (90-70%) нестабильный аустенит после деформации и закалки в масле распадается на мартенсит и некоторое количество бейнита. Вследствие повышенных скоростей охлаждения такая структура характеризуется большой высокой плотностью дислокаций, так как образуется по сдвиговому или диффузионно-сдвиговому механизму превращения.

В двухфазной области одновременно с аустенитом деформируется выделившийся в результате $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения доэвтектоидный феррит. Чем ниже температура конца прокатки, тем большее количество зерен феррита подвергается деформационному упрочнению. В нижней части МКИ при температурах 760°С и 735°С феррита выделилось 30-65%, а после деформации и закалки

остаточный горячедеформированный аустенит превратился в дисперсный углеродистый мартенсит.

Деформированные зерна феррита, вытянуты вдоль направления прокатки и вследствие прошедших процессов возврата и полигонизации содержат развитую сеть субзеренных границ. Они видны на рисунке 2д в ферритных полосах в виде мелких сеток или полосок. Кратковременность паузы между деформацией и закалкой (~5 с) не позволяет субзернам увеличиваться в размерах, которые сохраняются на уровне ~0,1...0,5 мкм. В результате увеличения количества ферритной составляющей и её насыщенности дислокационными сплетениями, а также формирования мартенсита в остаточном аустените (20...25%), понижение температуры прокатки приводит к упрочнению феррита, одновременно с этим повышается вязкость и пластичность стали.

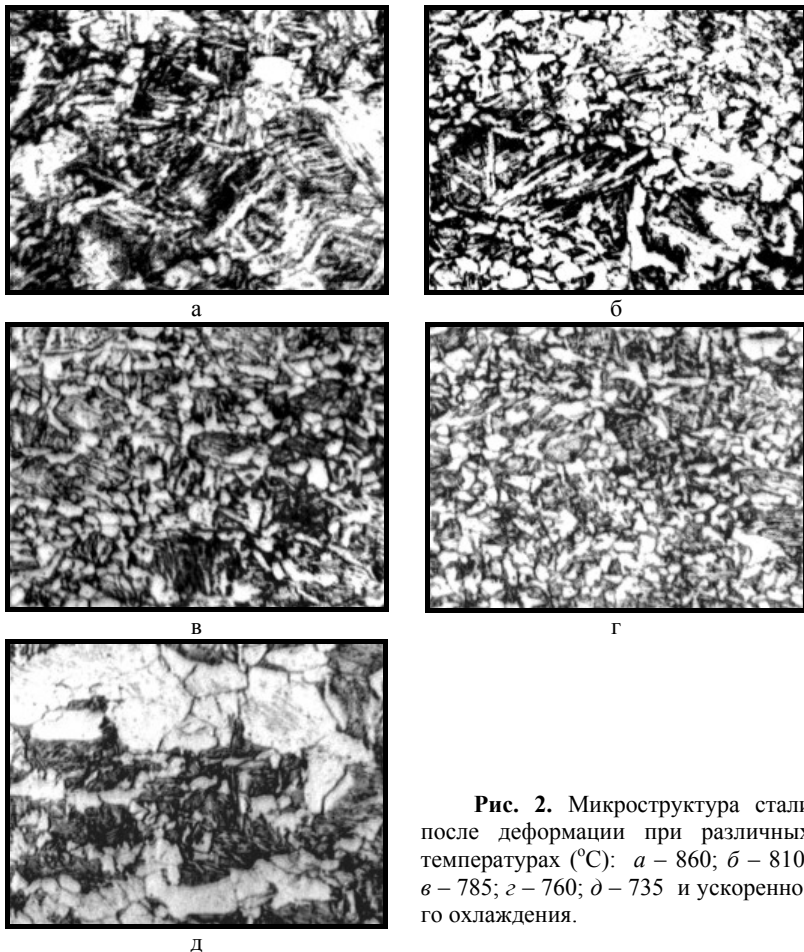


Рис. 2. Микроструктура стали после деформации при различных температурах (°C): а – 860; б – 810; в – 785; г – 760; д – 735 и ускоренного охлаждения.

Мартенсито-бейнитное превращение наблюдается при прокатке и охлаждении с 860°C. Определенный интерес вызывает изучение структур, полученных в диапазоне температур от 770°C до 800°C (рис 2в), так как предположительно в них присутствуют смешанные составляющие: феррит, мартенсит, бейнит, которые в комплексе дают высокую прочность, но при этом пластичность и вязкость сохраняются на удовлетворительном уровне.

Выводы:

1. При прокатке в двухфазной области и последующем ускоренном охлаждении от различных температур формируется набор структурных составляющих: от мартенсито-бейнитных до феррито-мартенситных в различных соотношениях.

2. При деформации до 860°C и 835°C конечная структура состоит из мартенсита и бейнита, остаточного аустенита и небольшого количества доэвтектоидного феррита; до 760°C и 735°C структура состоит из горячедеформированного доэвтектоидного феррита и дисперсного углеродистого мартенсита.

3. Путем варьирования конечной температуры деформации в МКИ можно в широких пределах изменять структуру и свойства проката.

Список использованных источников

1. Стародубов К.Ф., Узлов И.Г., Савенков В.И. Термическое упрочнение проката. М.: Metallurgia, – 1970. – 368 с.
2. Садовский В.Д. Структурная наследственность в стали. М.: Metallurgia, – 1973. – 205 с.
3. Бернштейн М.Л., Замовский В.А., Капуткина Л.М. Термомеханическая обработка металлов и сплавов. М.: Metallurgia, – 1983. – 480 с.
4. Большаков В.И., Сухомлин Г.Д., Погребная Н.Э. Атлас структур металлов и сплавов. – Днепропетровск, GAUDEAMUS, – 2001. – 114 с.
5. Большаков В.И., Лаухин Д.В., Сухомлин Г.Д., Куксенко В.И. Влияние термической обработки на образование игольчатого феррита и свойств низкоуглеродистых микролегированных сталей. // МиТОМ. – 2004. №12. – С. 29 – 33.
6. Эфрон Л.И. Формирование структуры и механических свойств конструкционных сталей при термомеханической обработке в потоке прокатного стана // Сталь. – 1995. №8. – С. 57-64.
7. Одесский П.Д., Рудченко А. В., Шабалов И. П. Термомеханическое и термическое упрочнение строительных сталей // МиТОМ. – 2005. №3. – С. 34-43.