

## ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ СТАЛЕЙ КОНТРОЛИРУЕМОЙ ПРОКАТКИ

*Обсуждаются особенности процессов структурообразования в низкоуглеродистых сталях при контролируемой прокатке и возможные причины проявления в них структурной неоднородности и анизотропии свойств в зависимости от параметров деформации.*

Контролируемая прокатка является одним из видов деформационно-термической обработки и находит все более широкое распространение при производстве листового и сортового проката различного назначения, особенно из низколегированных строительных сталей. Как и любой другой вид деформационно-термической обработки, контролируемая прокатка основана на направленном изменении конечной структуры стали путем управления строением деформированного аустенита и условиями его превращения при охлаждении [1, 2]. Основной целью реализации контролируемой прокатки низкоуглеродистых конструкционных сталей является прежде всего максимальное измельчение зерна феррита в их конечной структуре [2, 3]. Это обусловлено тем, что измельчение ферритного зерна является, по сути, единственным структурным фактором, обеспечивающим не только упрочнение стали, но и повышение показателей ее пластичности и вязкости. Другие же структурные факторы упрочнения стали контролируемой прокатки, за исключением, пожалуй, создания фрагментированной субструктуры в феррите, обычно вызывают снижение пластичности и ударной вязкости металла. Однако, особенности структуры деформированного аустенита определяют и возможность возникновения специфических дефектов строения стали, ответственных за степень изотропности ее физико-механических свойств.

В зависимости от степени развития процессов динамического и статического разупрочнения аустенита изменяются температурно-временные условия его диффузионного превращения при охлаждении, характер и степень дисперсности продуктов распада. Следует учитывать, что повышение уровня горячего наклепа аустенита способствует интенсификации его диффузионного распада при охлаждении [1], поэтому проведение контролируемой прокатки на завершающих стадиях при чрезмерно низких температурах должно приводить к развитию полиморфного превращения аустенита в феррит уже во время деформации, что является дополнительным фактором усиления степени структурной неоднородности и анизотропии свойств стали. Обычно считают, что получение мелкозернистой феррито-перлитной структуры при контролируемой прокатке стали может быть обеспечено в следующих случаях:

- при распаде рекристаллизованного аустенита с мелким зерном;
- при распаде частично рекристаллизованного аустенита при наличии в его структуре достаточно мелких зерен, сформировавшихся в процессе как динамической, так и статической рекристаллизации;
- при распаде аустенита, имеющего в своей структуре преимущественно нерекристаллизованные зерна; такая структура является следствием достаточно полного торможения его динамической рекристаллизации на заключительной стадии деформации и предотвращения развития процессов статической рекристаллизации при последующем деформационном охлаждении проката.

Первый случай реализуется при осуществлении т.н. высокотемпературной контролируемой прокатки, в ходе которой все стадии деформации осуществляют при повышенных температурах, обеспечивающих возможность развития процессов как динамической, так и статической рекристаллизации. Дополнительное повышение комплекса свойств стали при реализации такой технологии может быть обеспечено в случае эффективного торможения процессов статической рекристаллизации аустенита последе-

формационным ускоренным охлаждением с целью переохлаждения динамически рекристаллизованного аустенита в температурный интервал его диффузионного превращения.

В результате реализации такой технологии к моменту начала полиморфного  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения должна сформироваться структура аустенита, состоящая из мелких, разориентированных, практически равноосных зерен с относительно невысокой плотностью дефектов кристаллического строения. В результате распада такого аустенита по диффузионному механизму в низкоуглеродистых сталях сформируется мелкозернистая, достаточно однородная в макро- и микрообъемах феррито-перлитная структура, позволяющая обеспечить получение не только достаточно высокого комплекса механических свойств металла, но и минимального коэффициента их анизотропии.

Второй случай реализуется тогда, когда деформацию начинают при температурах, заметно превосходящих температурный порог рекристаллизации, а завершают в аустенитной области при пониженных температурах, при которых процессы рекристаллизации уже заметно замедляются. Третий случай в чистом виде имеет место тогда, когда деформация и начинается, и заканчивается при низких температурах.

В практике контролируемой прокатки листов из высокопрочных строительных сталей низкотемпературные режимы деформации для эффективного торможения процессов рекристаллизации реализуют обычно на заключительной стадии процесса, например, в чистовой клети листопрокатного стана [1, 3].

Снижение температуры прокатки должно способствовать торможению процессов динамической рекристаллизации аустенита. В то же время характер влияния степени деформации может оказаться более сложным и зависит от температурных условий процесса. В таблице 1 в качестве примера приведены результаты определения среднего размера исходного зерна аустенита углеродистой стали, содержащей 0,2%С, в зависимости от температуры и степени деформации прокаткой исходной заготовки толщиной 20 мм, нагретой до 1200°C и подстуженной до заданной температуры прокатки. Прокатку осуществляли в полосу различной толщины за 1 пропуск с немедленной закалкой образца непосредственно после выхода из валков.

**Табл. 1.** Средний размер исходного зерна аустенита ( $D_{ср.}$ ) стали с 0,2% углерода, в зависимости от температуры и степени деформации прокаткой

| Температура прокатки, °С | $D_{ср.}$ , мкм, после деформации со степенью обжатия, $\epsilon$ , % |                        |                        |                        |
|--------------------------|---|------------------------|------------------------|------------------------|
|                          | $\epsilon = 22...24\%$  | $\epsilon = 40...44\%$ | $\epsilon = 57...61\%$ | $\epsilon = 70...76\%$ |
| 1200                     | $45,0 \pm 2,5$  | $47,5 \pm 2,0$         | $19,3 \pm 0,5$         | $26,5 \pm 1,0$         |
| 1100                     | $50,3 \pm 0,5$  | $39,0 \pm 0,8$         | $32,5 \pm 0,5$         | $19,8 \pm 0,4$         |
| 1000                     | $72,5 \pm 1,5$  | $28,2 \pm 1,0$         | $18,1 \pm 0,6$         | $11,0 \pm 0,8$         |
| 900                      | $80,5 \pm 0,5$  | $52,2 \pm 2,8$         | $27,5 \pm 0,5$         | $12,5 \pm 0,4$         |

Следует учитывать, что в структуре динамически рекристаллизованной стали, прокатанной при температурах ниже 1000°C со степенями обжатия, превышающими 25%, наряду с множеством мелких аустенитных зерен, образовавшихся по границам начального зерна, сохраняются и нерекристаллизованные объемы аустенита, объемная доля которых увеличивается с понижением температуры деформации. В этом случае уменьшение среднего размера зерна аустенита связано, прежде всего, с повышением количества новых зерен, хотя доля объема, занимаемого ними, может быть и относительно небольшой.

Чтобы процесс рекристаллизации развивался по механизму образования и роста рекристаллизованных зерен, степень деформации (однократной, а при пониженных температурах деформации, очевидно, и накопленной за ряд последовательных пропусков в условиях, когда длительность пауз между этапами деформации недостаточна для заметного развития процессов статического разупрочнения) должна превысить опреде-

ленное значение, обычно называемое критической степенью деформации. Часто считают, что, по аналогии с холодной пластической деформацией, величина этой критической степени деформации при контролируемой прокатке также невелика и находится в пределах 7–15%. Однако, следует учитывать тот факт, что при горячей пластической деформации достаточно интенсивно развиваются такие процессы разупрочнения (как динамического, так и статического), как возврат и полигонизация, которые, являясь конкурирующими по отношению к рекристаллизации, в значительной степени могут влиять на условия ее протекания в деформированном аустените. Поэтому следовало ожидать, что значения критической степени деформации при горячей прокатке стали могут быть заметно выше указанных значений и определяться не только химическим составом стали, но и температурными параметрами процесса.

С использованием расчетно-аналитических методов обработки достаточно большого массива экспериментальных данных, полученных при изучении процессов динамической рекристаллизации аустенита углеродистых сталей с различным содержанием углерода, нами установлено, что изменение величины критической степени деформации ( $\epsilon_k$ , %) от температуры прокатки ( $T$ , °C) может быть достаточно точно описано зависимостью вида:

$$\epsilon_k = 100 - k/T, \quad (1)$$

где  $k$  — коэффициент, зависящий прежде всего от состава стали.

Для низкоуглеродистых сталей в условиях деформации за один пропуск величина этого коэффициента может быть принята равной 70000. Расчеты показывают, что величина  $\epsilon_k$  значительно возрастает с повышением температуры прокатки.

Анализ экспериментальных и расчетных данных позволяет считать, что, наряду с критической степенью деформации, следует учитывать существование и определенного порогового значения температуры деформации, отклонение от которого в ту или иную сторону существенно влияет на конечный результат развития процессов динамического разупрочнения аустенита. Такую температуру мы условно назвали критической ( $T_k$ ). Экспериментально показано, что при заданной степени деформации лишь прокатка при температурах, превышающих  $T_k$ , обеспечит достаточно полное завершение динамической рекристаллизации аустенита по механизму образования и роста новых рекристаллизованных зерен и заметное измельчение его зерна. Расчеты показали, что зависимость этой температуры  $T_k$  от степени деформации с достаточной степенью точности может быть описана линейной зависимостью вида:

$$T_k = T_0 + a\epsilon, \quad (2)$$

где  $\epsilon$  — степень деформации, %;  $T_0$  — температурный фактор, определяемый условиями нагрева и подстуживания до температуры прокатки, °C;  $a$  — коэффициент, в условиях заданной схемы деформации зависящий от химического состава стали.

В условиях описанного выше эксперимента по исследованию процесса динамической рекристаллизации углеродистых сталей были получены следующие значения этих параметров:  $T_0 = 732^\circ\text{C}$ ,  $a = 6^\circ\text{C} / \%$ . С учетом этого можно полагать, что в случае деформации за 1 пропуск со степенями обжатия 25–30% прокатка при температурах ниже 880–910°C не приведет к заметному развитию динамической рекристаллизации по механизму образования и роста зародышей новых зерен и, соответственно, не обеспечит измельчения зерна аустенита. При увеличении степени деформации, например, до 45–50%, лишь повышение температуры прокатки выше 1000–1030°C будет способствовать интенсивному развитию процессов динамической рекристаллизации аустенита и получению достаточно однородной в микрообъемах и мелкозернистой его структуры.

Снижение температуры деформации на заключительной стадии контролируемой прокатки листов, полосы, либо других видов проката, вызывая торможение процессов

как динамической, так и, очевидно, статической рекристаллизации приводит к тому, что к моменту начала полиморфного превращения при последеформационном охлаждении аустенит оказывается лишь частично рекристаллизованным. В структуре стали перед началом такого превращения будут присутствовать как нерекристаллизованные «остатки» деформированных и ориентированных определенным образом зерен аустенита, так и разделяющие их микрообъемы, состоящие из мелких рекристаллизованных его зерен. Причем, как относительный объем, занимаемый такими зонами, так и степень вытянутости участков аустенита, не претерпевших рекристаллизацию, в направлении течения металла будут изменяться в зависимости от условий деформации на заключительной стадии контролируемой прокатки. Снижение температуры прокатки в интервале температур ниже  $T_k$  приведет к увеличению доли нерекристаллизованных объемов аустенита в структуре стали, а при высоких степенях деформации — и степени их неравноосности. Повышение степени деформации при данных температурах должно способствовать возникновению «волокнутой» структуры аустенита и усилению текстуры деформации в условиях, когда процессы динамической рекристаллизации заметно заторможены.

В случае диффузионного распада частично рекристаллизованного аустенита будет формироваться феррито-перлитная структура, характеризующаяся заметной неоднородностью строения в микрообъемах. Причем, в микрообъемах с рекристаллизованным аустенитным зерном в большинстве случаев будет формироваться структура с равноосными различно ориентированными зернами феррита и мелкими участками перлита. В микрообъемах, где рекристаллизация аустенита не завершена, возникает структурная полосчатость. С учетом того, что каждый вытянутый в направлении течения металла участок перлита должен образовываться из одного деформированного аустенитного зерна, общая протяженность и «сплошность» перлитных полос будут определяться прежде всего размерами исходных аустенитных зерен и степенью их неравноосности.

Снижение температуры конца прокатки проката из низкоуглеродистых строительных сталей, обеспечивающее их существенное упрочнение даже в случае последеформационного охлаждения на воздухе, является одним из самых распространенных технологических приемов обеспечения производства металлопроката повышенных категорий прочности, например, листов для изготовления газопроводных труб большого диаметра из малоперлитных низколегированных сталей категорий прочности К 60, X 70, X 80, микролегированных сильными карбидообразующими элементами — V, Nb, Ti. В таблице 2 приведены данные, иллюстрирующие характер изменения механических свойств толстолистовой стали 10Г2ФБ категории прочности К 60 в зависимости от температуры конца прокатки в чистовой клети стана.

**Табл. 2.** Средние показатели механических свойств стали 10Г2ФБ в зависимости от температуры конца прокатки (Тк.п.)

| Тк.п.,<br>°С | $\sigma_b$ ,<br>Н/мм <sup>2</sup> | $\sigma_{0,2}$ ,<br>Н/мм <sup>2</sup> | $\delta_{2''}$ ,<br>% | $\delta_5$ ,<br>% | KCV <sub>-20°C</sub> ,<br>Дж/см <sup>2</sup> | KCU <sub>-60°C</sub> ,<br>Дж/см <sup>2</sup> |
|--------------|-----------------------------------|---------------------------------------|-----------------------|-------------------|--|--|
| 745 ± 5      | 600 ± 5                           | 505 ± 5                               | 42,5±0,5              | 24,0±1,0          | 140 ± 15                                     | 145 ± 10                                     |
| 735 ± 5      | 610 ± 5                           | 525 ± 5                               | 40,0±0,5              | 23,0±0,5          | 125 ± 10                                     | 150 ± 15                                     |
| 725 ± 5      | 628 ± 10                          | 535 ± 10                              | 37,5±1,0              | 22,0±1,0          | 110 ± 10                                     | 145 ± 10                                     |
| 715 ± 5      | 632 ± 15                          | 540 ± 12                              | 36,0±1,0              | 21,5±1,3          | 100 ± 20                                     | 140 ± 15                                     |
| 705 ± 5      | 635 ± 10                          | 545 ± 10                              | 35,0±1,2              | 21,0±1,5          | 90 ± 15                                      | 135 ± 15                                     |

Как следует из анализа приведенных данных, контролируемая прокатка с ее окончанием при пониженных температурах обеспечивает получение высокого комплекса свойств стали. Снижение температуры конца прокатки в чистовой клети стана, обеспечивая упрочнение стали, приводит, однако, к снижению ее пластичности и удар-

ной вязкости при отрицательных температурах испытаний, прежде всего, на образцах с острым концентратором напряжений. Получение высокого комплекса свойств сталей контролируемой прокатки обусловлено прежде всего значительным измельчением зерна феррита как основной структурной составляющей малоперлитных, сталей, а дополнительное упрочнение в сталях, микролегированных сильными карбидо- и нитридообразующими элементами происходит и за счет выделения дисперсных частиц карбидов и карбонитридов. Полученные нами данные свидетельствуют о том, что средний размер ферритного зерна в сталях 10Г2ФБ, 09Г2ФБ составляет 4,5–7,5 мкм.

Однако, низкотемпературная контролируемая прокатка по режимам, обеспечивающим получение перед началом полиморфного превращения структуры частично рекристаллизованного аустенита, либо даже характерного для нерекристаллизованного состояния его волокнистого строения, приводит к возникновению ориентированной феррито-перлитной структуры, отличающейся высокой степенью развития структурной полосчатости, сохранением текстуры деформации, наличием частиц избыточных фаз, выделившихся на дефектах кристаллического строения в феррите. Чем ниже температура завершения контролируемой прокатки, тем в большей степени будут проявляться указанные дефекты структуры стали.

Возникновение текстуры деформации и наличие в структуре листовой стали чередующихся полос феррита и перлита являются основной причиной анизотропии механических свойств в листах и готовых трубах из них, прежде всего, показателей ударной вязкости при отрицательных температурах испытаний [4]. Так, например, снижение температуры конца прокатки листов из стали 10Г2ФБ от 730–740 до 710–715°C приводило к увеличению коэффициента анизотропии, определенного как отношение соответствующих характеристик свойств в продольном и поперечном направлениях, для показателя  $KCV_{-20^{\circ}C}$  — до 1,8–2, а для показателя  $KCU_{-60^{\circ}C}$  — до 1,4–1,5.

Степень развития структурной полосчатости возрастает при снижении температуры прокатки в чистовой клетке стана. При этом увеличивается и протяженность сплошных полос перлита в направлении течения металла, которая может достигать даже нескольких (2–3 а иногда и более) мм. Следует учитывать, что при производстве листов из малоперлитных сталей с микродобавками сильных карбидообразующих элементов температура нагрева слябов под прокатку не превышает обычно 1160°C, чтобы обеспечить получение достаточно мелкозернистой исходной структуры аустенита [5]. Температура окончания прокатки в черновой клетке толстолистового стана в этом случае оказывается достаточно низкой (обычно 930–980°C). В этих условиях на завершающей стадии черновой прокатки динамическая рекристаллизация аустенита микролегированных сталей, очевидно, происходит лишь частично. В условиях пониженных температур окончания черновой прокатки можно ожидать и торможения процессов статической рекристаллизации при подстуживании раската перед прокаткой в чистовой клетке стана.

Следовательно, перед началом низкотемпературной прокатки в чистовой клетке стана нерекристаллизованный либо частично рекристаллизованный аустенит может характеризоваться определенной ориентировкой как его зерен, так и кристаллографических плоскостей. С учетом общепринятых представлений о механизме пластической деформации последующая прокатка в чистовой клетке стана может привести к усилению степени ориентированности структуры аустенита (текстуры) в направлении течения металла, уменьшению углов разориентировки кристаллических решеток между граничащими вытянутыми аустенитными зернами и, соответственно, преобразованию межзеренных границ из высокоугловых в среднеугловые и малоугловые в местах их контакта в направлении течения металла. В таких условиях, очевидно, можно рассматривать возможность и частичного либо полного «рассыпания» таких границ и объединения двух и более соседних деформированных аустенитных зерен. В результате этого может сформироваться достаточно протяженный вытянутый массив нерекристаллизо-

ванного аустенита, в процессе превращения которого и образуются сплошные прослойки перлита (в плоскости шлифа — его полосы), протяженность которых в направлении течения металла при низкотемпературной прокатке заметно превосходит таковую, рассчитанную с учетом параметров возможной деформации аустенитных зерен. Исходя из предложенной гипотезы, можно объяснить значительное возрастание степени развития структурной полосчатости при понижении температуры прокатки в чистовой клетке стана.

Таким образом, при выборе технологических режимов контролируемой прокатки листов из строительных сталей повышенной и высокой прочности необходимо учитывать не только достигаемый общий уровень свойств металла, но и допустимую степень их анизотропии в готовых изделиях, вызванной возникновением структурной неоднородности. Основной причиной усиления степени развития структурной полосчатости металла листов после низкотемпературной прокатки является наличие в структуре стали перед началом перлитного превращения сильно вытянутых в направлении течения металла остатков нерекристаллизованных аустенитных зерен.

### Список литературы

1. Баранов А.А., Минаев А.А., Геллер А.Л., Горбатенко В.П. Проблемы совмещения горячей деформации и термической обработки стали. — М.: Металлургия, 1985. — 128 с.
2. Погоржельский В.И., Литвиненко Д.А., Матросов Ю.И., Иваницкий А.В. Контролируемая прокатка. — М.: Металлургия, 1979. — 184 с.
3. Матросов Ю.И., Литвиненко Д.А., Голованенко С.А. Сталь для магистральных газопроводов. — М.: Металлургия, 1989. — 289 с.
4. Оценка анизотропии механических свойств и трещиностойкости листов и труб большого диаметра / В.М. Дорохин, В.П. Горбатенко, Ю.Д. Морозов и др. // Сталь, 2001. — № 1. — С. 65–69.
5. Влияние параметров нагрева непрерывнолитых слябов при контролируемой прокатке листов на структуру и свойства высокопрочной трубной стали / В.П. Горбатенко, В.М. Дорохин, В.В. Бурховецкий и др. // Металлургическая и горнорудная промышленность, 2002. — № 10. — С. 70–74.

© Горбатенко В.П., 2004

КРАВЦОВ В.В., ШЕЛУДЧЕНКО В.И., БИРЮКОВ А.Б., МИТИН А.В. (ДОННТУ)

### АНАЛИЗ ТЕРМИЧЕСКИХ НАПРЯЖЕНИЙ, ВОЗНИКАЮЩИХ В КОРОЧКЕ ФОРМИРУЮЩЕГОСЯ НЕПРЕРЫВНОГО СЛИТКА

*Углубленное изучение напряженно-деформированного состояния формирующихся непрерывнолитых заготовок является необходимой ступенью на пути повышения их качества. Знания, полученные в результате этих исследований, должны быть использованы при отработке технологических режимов МНЛЗ.*

В условиях жесткой конкуренции на рынках металлопродуктов, металлургические предприятия вынуждены постоянно повышать качество своей продукции. В случае непрерывнолитых заготовок это соображение усиливается еще и тем, что дальнейшее повышение производительности МНЛЗ невозможно без решения комплекса проблем, связанных с качеством. В данной работе произведено исследование термических напряжений в корочке непрерывного слитка.

В работе [1], посвященной этому же вопросу, было приведено интегро-дифференциальное уравнение, описывающее термические напряжения как функцию толщины корочки и координаты. Однако это уравнение является одномерным и потому может быть использовано только для описания напряжений в корочке слябовых заготовок с соотношением граней большим 3:1.