

А.В. Янковский*, Г.В. Левченко*, С.А. Воробей*,
А.И. Карнаух**, А.П. Клименко**

*Институт черной металлургии НАН Украины,
**Национальная металлургическая академия Украины

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРНО–ДЕФОРМАЦИОННЫХ ПАРАМЕТРОВ ПРОКАТКИ ТОНКОЛИСТОВОЙ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ НА КИНЕТИКУ РАСПАДА АУСТЕНИТА

Исследовано влияние предварительной горячей деформации со степенью 10–40% на границы фазовых областей сталей 08кп и Ст3кп при непрерывном охлаждении. Определены значения температуры A_{r3} для условий прокатки тонких полос на широкополосном стане, в частности с учетом влияния содержания углерода в стали, степени деформации и скорости охлаждения.

Введение. Постановка задачи. Механические свойства и микроструктура горячекатаных полос определяются химическим составом стали и температурно–деформационными режимами прокатки и охлаждения. Наиболее важно правильно выбрать температурные интервалы окончания деформации и смотки полос в рулон, чтобы обеспечить протекание структурных превращений на отводящем рольганге стана. Для получения однородного ферритного зерна в ферритно–перлитных сталях прокатку необходимо заканчивать в однофазной аустенитной области, т.е. выше точки A_{r3} [1]. Температура начала превращения $\gamma \rightarrow \alpha$ зависит, главным образом, от химического состава стали, скорости охлаждения полосы и степени деформации в чистовой группе клетей [1, 2]. Температура нагрева слябов и величина исходного зерна аустенита перед прокаткой в чистовой группе клетей изменяются не столь существенно, чтобы оказать заметное влияние на начало превращения $\gamma \rightarrow \alpha$ [2, 3].

Как правило, температуру начала превращения $\gamma \rightarrow \alpha$ определяют по термокинетическим диаграммам (ТКД). Однако имеющиеся в литературе ТКД для низкоуглеродистых сталей получены, как правило, без учета предварительной деформации [4], которая может смещать температуру A_{r3} на 10–50⁰С например [5].

Повышение точности определения температуры A_{r3} наиболее важно для условий прокатки тонких полос, так как их температура конца прокатки весьма близка к ней. Так, например, микроструктура горячекатаных полос толщиной 2мм и менее часто характеризуется крайней разнотернистостью, что приводит к браку при использовании такого металла для холодной штамповки. Как правило, наибольшая разнотернистость наблюдается при низких температурах конца прокатки

(760–830⁰С). Температура конца прокатки, при которой формируется наиболее равномерная структура стали, согласно диаграмме [1], должна быть выше 870⁰С (т.е. выше температуры A_{r3}). Однако на традиционных ШСГП весьма сложно увеличить температуру конца прокатки тонких полос (2,5 мм и менее). Особенно актуален этот вопрос для отечественных металлургических предприятий, где используется устаревшее оборудование. Однако интерес к исследованиям по уточнению значений температуры A_{r3} значительно увеличился в последние годы также вследствие того, что важнейшим направлением развития сортамента современных широкополосных станов горячей прокатки стало снижение толщины проката вплоть до 1,2 – 0,8мм [6].

В связи с этим целью настоящей работы являлось уточнение влияния степени деформации проката и скорости его охлаждения на значения температур A_{r3} и A_{r1} низкоуглеродистой стали.

Методика экспериментальных исследований. Исследования проводили на образцах, отобранных от листового проката двух марок стали, химический состав которых фактически отличался лишь содержанием углерода (мас.%):

08кп – С=0,09; Mn=0,32; Si=0,01; S=0,025; P=0,010; Ni=0,03; Cu=0,03;

Ст3кп – С=0,15; Mn=0,35; Si=0,02; S=0,025; P=0,012; Ni=0,04;

Cu=0,04,

Для проведения исследований использовали лабораторную установку дифференциально–термического анализа, в состав которой входят прокатный стан 70, печи для нагрева и выдержки, пульт управления и регистрирующие приборы.

Известно, что процессы фазовых превращений в металлах и сплавах сопровождаются тепловыми эффектами. Дифференциально–термический метод состоит в выявлении этих тепловых эффектов и установлении соответствующих им температур или интервалов температур. Этот метод обеспечивает высокую точность в определении критических точек. В дифференциально–термическом методе вместе с образцом, который подвергают испытанию, размещают эталонный образец. Этот метод был выбран потому, что он позволяет фиксировать процессы фазовых превращений, даже, если они начинаются в процессе горячей деформации, что невозможно при применении иных известных dilatометрических методов. Для исследования влияния деформации на критические точки, были подготовлены образцы толщиной от 3 до 5мм шириной 5мм и длиной 30мм, которые после нагрева прокатывали на одинаковую конечную толщину (3,0мм). Степени деформации составляли: 10, 20, 30, и 40%. Исследования проводили также на недеформированных образцах. Геометрические размеры эталонов выбирали близкими к размерам образцов после прокатки

Исследуемые образцы нагревали до температуры аустенитизации (1000°C) со скоростью $0,5^{\circ}\text{C}/\text{с}$, выдерживали при этой температуре 5 мин и охлаждали со скоростью от $0,15$ до $100^{\circ}\text{C}/\text{с}$. Требуемый диапазон скоростей охлаждения обеспечивали путем подбора соответствующей охлаждающей среды.

Результаты исследований обобщены в виде термокинетических диаграмм, которые представлены на рис. 1.

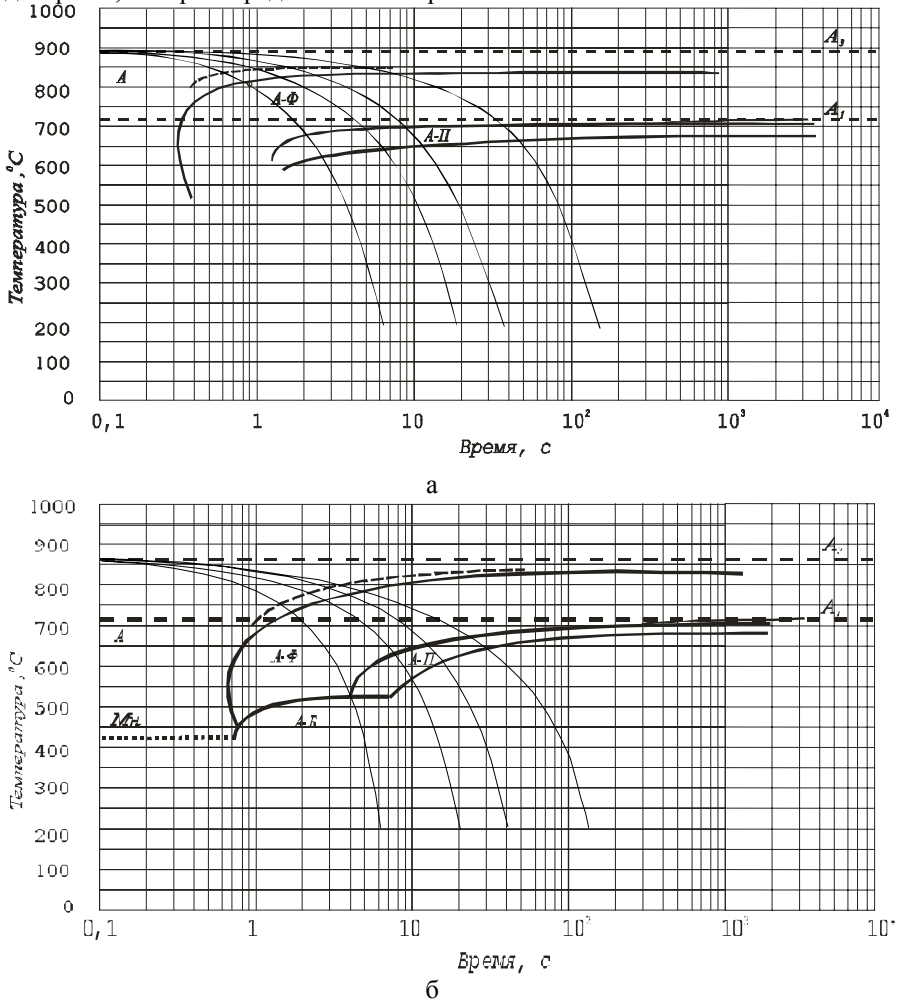


Рис. 1. Термокинетические диаграммы сталей 08кп (а) и Ст3кп (б) построенные с учетом влияния предварительной горячей деформации (сплошным линиям соответствует недеформированное состояние металла, пунктирными – деформация 40%)

Критические точки при нагреве составляют: для стали 08кп $A_{c1}=720^{\circ}\text{C}$, $A_{c3}=885^{\circ}\text{C}$ и для стали Ст3кп 720°C и 860°C соответственно.

Анализ полученных результатов показал, что деформация образцов из стали марок 08кп и Ст3кп приводит к снижению устойчивости переохлажденного аустенита, смещая значения Ar_3 в область более высоких температур (рис.2). Влияние деформации на величину температуры Ar_1 незначительно для обеих марок стали. Увеличение скорости охлаждения смещает критические точки Ar_3 и Ar_1 в область более низких температур как на недеформированных образцах, так и на предварительно продеформированных образцах. Причем увеличение скорости охлаждения от 5 до $20^{\circ}\text{C}/\text{с}$ образцов из стали 08кп снижает температуру Ar_3 на $5\text{--}10^{\circ}\text{C}$, а из стали Ст3кп – на $25\text{--}30^{\circ}\text{C}$. Увеличение содержания углерода в стали (от 0,09 до 0,15%) также смещает критические точки Ar_1 и Ar_3 в область более низких температур на $30\text{--}60^{\circ}\text{C}$.

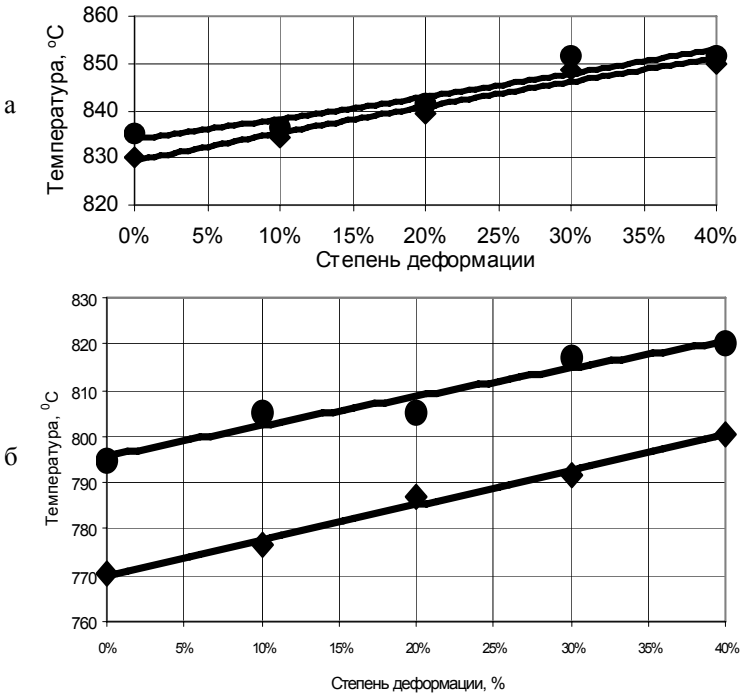


Рис. 2. Влияние степени деформации на температуру точки Ar_3 стали 08кп (а) и Ст3кп (б). ● – скорость охлаждения $5^{\circ}\text{C}/\text{с}$; ◆ – скорость охлаждения $20^{\circ}\text{C}/\text{с}$

Анализ температурно–скоростных условий прокатки полос толщиной 2,0–1,0 мм показал, что скорость их охлаждения в последних межклетевых промежутках чистовой группы клетей составляет 12–30⁰/с. Степень деформации в последнем проходе составляет 11–25%, а с учетом влияния предыдущих проходов (неполного разупрочнения металла) – 16–40% [7]. Для этих условий значения температуры A_{r3} составляют 830–860⁰С при содержании углерода в стали 0,09% и 780–810⁰С при содержании углерода в стали 0,15%. Значения A_{r1} составляют соответственно 705–720⁰С и 670–690⁰С.

Таким образом, при горячей прокатке полос из низкоуглеродистых сталей толщиной 2,0мм и менее на традиционных широкополосных станах (температура конца прокатки 770–830⁰С, смотки 570–650⁰С) распад аустенита начинается в третьей–четвертой клетях чистовой группы и заканчивается на отводящем рольганге.

Проверку температур начала фазового превращения проводили также методом прокатки образцов на лабораторном стане с постоянным межвалковым зазором. Известны данные о том, что при одинаковой температуре сопротивление деформации феррита меньше, чем аустенита [8]. Этот факт приводит к появлению перегибов на зависимостях сопротивления деформации от температуры. При изменении сопротивления деформации меняется усилие прокатки, а, следовательно, и пружина клетки, что приводит при неизменной настройке межвалкового зазора к изменению толщины прокатанных образцов. Результаты замеров толщины образцов приведены на рис.3. Полученные данные хорошо согласуются с построенными термокинетическими диаграммами (рис. 1).

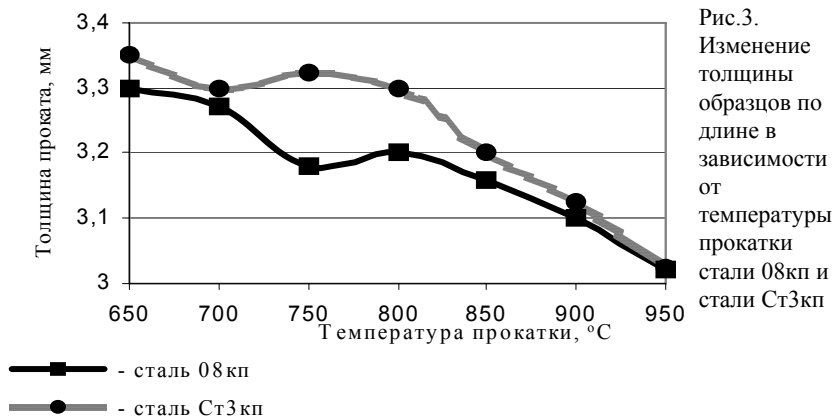


Рис.3. Изменение толщины образцов по длине в зависимости от температуры прокатки стали 08кп и стали Ст3кп

Выводы. В результате выполненных исследований уточнено влияние предварительной горячей деформации на положение фазовых областей

сталей 08кп и Ст3кп при непрерывном охлаждении. Показано, что деформация металла со степенью $\epsilon=10\text{--}40\%$ приводит к повышению температур Ar_3 на $10\text{--}30^\circ\text{C}$. Увеличение содержания углерода (с 0,09 до 0,15%) в низкоуглеродистой стали снижает температуру Ar_3 на $30\text{--}60^\circ\text{C}$ и повышает устойчивость переохлажденного аустенита, в том числе на предварительно деформированных образцах. Сопоставление температурно–скоростных и деформационных режимов прокатки полос толщиной 2,0 мм и менее ($T_{\text{КП}}=770\text{--}830^\circ\text{C}$, $T_{\text{СМ}}=570\text{--}650^\circ\text{C}$) из стали 08кп со значениями критических точек, полученными в данной работе (температура Ar_3 составляет примерно $840\text{--}860^\circ\text{C}$, а $Ar_1 - 705\text{--}720^\circ\text{C}$) показало, что распад аустенита начинается в третьей–четвертой клетях чистовой группы ШСП, и заканчивается на отводящем рольганге.

1. *Качество* листа и режимы непрерывной прокатки / П.И. Полухин, Д.Н.Заугольников, М.А. Тылкин и др. // Алма–Ата.: изд–во Наука Казахской ССР, 1974.– 400 с.
2. *Горелик С.С.* Рекристаллизация металлов и сплавов.– М.: Металлургия, 1978.– 568 с.,
3. *Диаграммы* горячей деформации, структура и свойства сталей: Справ. изд. / М.Л. Бернштейн, С.В. Добаткин, Л.М. Капуткина, С.Д. Прокошкин – М.: Металлургия, 1989.– 544 с.
4. *Изотермические* и термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита / А.А. Попов, Л.Е. Попова // М.: Металлургия, 1991.– 503 с.
5. *Структура* аустенита и свойства горячекатаной стали / Л.И. Гладштейн, Д.А.Литвиненко, Л.Г. Онучин // М.: Металлургия, 1983.– 112 с.
6. *Влияние* деформации в двухфазной области $\gamma+\alpha$ на свойства материала и технологию получения тонкой горячекатаной полосы / У. Лоренс, К. Херциг, В. Блэк и др. // Черные металлы, апрель 2003.– С. 42–49.
7. *Анализ* причин формирования неравномерности структуры по сечению тонких горячекатаных полос / Г.В. Левченко, С.А. Воробей, А.В.Янковский // Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии. Выпуск 5. 2002.– С. 250–256.
8. *Расчет* энергосиловых параметров в процессах обработки металлов давлением/А. Хензель, Т. Шпиттель//Пер.с нем. М.: Металлургия,1982.–360с.

Статья рекомендована к печати д.т.н. И.Г.Узловым