

РАЗДЕЛ III ПРОЦЕССЫ ОБРАБОТКИ ДАВЛЕНИЕМ В МЕТАЛЛУРГИИ

УДК 621.771.23:620.183

Алдунин А. В.

ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ ПРИ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКЕ ПОЛОС НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

Структура горячекатаных стальных полос определенного химического состава зависит, главным образом, от температурно-деформационных режимов прокатки и условий последующего охлаждения. В свете накопленных практических данных о связи свойств готового проката со структурой большую актуальность имеет задача исследования основных закономерностей структурообразования в обрабатываемом материале полосы.

Для расчета параметров процесса формирования структуры прокатываемых на непрерывных широкополосных станах (НШС) полос используются теоретические и полуэмпирические уравнения, коэффициенты которых определяются по результатам сжатия или скручивания образцов на высокоскоростных пластометрах [1–3]. Однако получаемые результаты недостаточно точно отражают процессы преобразования структуры прокатываемых полос из-за отличий схем течения и напряженного состояния деформируемого металла.

Целью работы является исследование основных закономерностей формирования структуры полос из низкоуглеродистой стали при дробной горячей деформации и последующем охлаждении, разработка новых решений по управлению процессом их прокатки.

Для физического моделирования условий формирования структуры при непрерывной горячей прокатке полос на НШС на базе скоростного лабораторного двухвалкового стана 250×400 с чугунными валками диаметром 274 мм была создана автоматизированная экспериментальная установка с обводным устройством. Нижний прокатный валок стана выполнен ступенчатым, что позволяло прокатывать клиновидные образцы в один и два прохода с малыми междеформационными паузами [4].

В качестве геометрических критериев подобия приняты относительное обжатие $\varepsilon = (h_0 - h_1)/h_0$ и параметр очага деформации $2l/(h_0 + h_1)$, где l – длина очага деформации; h_0, h_1 – толщина полосы на входе и выходе из клетки. Для соблюдения кинематического подобия принято равенство скоростей деформации модели и натуры $U_m = U_n$, при котором время деформации модели и натуры одинаково.

Для прокатки образцов из стали СтЗсп промышленной плавки (0,15 % C, 0,52 % Mn, 0,22 % Si, 0,037 % S, 0,019 % P, 0,031 % Cu, 0,033 % Ni, 0,052 % Al, 0,0065 % N и 0,008 % O) была принята средняя скорость деформации 100 с^{-1} (скорость прокатки $V_m = 5 \text{ м/с}$). Образцы размером 5(10)×30×150 мм вырезали из центральной (по толщине) части раската, прокатанного в черновой группе НШС 2000 НЛМК из непрерывнолитого сляба на толщину 20 мм и охлажденного на воздухе, вдоль направления прокатки.

Условия моделирования на стане Дуо 250 сравниваются с условиями прокатки полосы толщиной 4 мм в чистовой группе стана 2000 (табл. 1).

Для исключения влияния температуры нагрева на размер зерна аустенита перед прокаткой все образцы аустенизировали при температуре 1100 °С. Средние значения температуры образцов к началу прокатки составили 1070, 975, 880 °С (один проход) и 930 °С (два прохода).

Прокатанные за один или два прохода образцы после выдержки на воздухе 0,3–9 с и в печи 60 с сбрасывались на боковое ребро механизмом сброса в закалочный бак с 12 %-ным раствором NaCl для частичной закалки.

Таблица 1

Условия прокатки стальной полосы в чистой группе стана 2000 и образцов на лабораторном стане Дуо 250

Стан	$\varepsilon, \%$	l/h_{cp}	Время деформации, с	Пауза между проходами, с	Скорость деформации, c^{-1}
Чистовая группа НШС 2000	11–40	2,8–4,9	0,001–0,043	0,57–2,86	16–133
Дуо 250	9,1–50	1,7–3,5	0,002–0,010	1–3	58–128

Для получения связи структуры металла со скоростью его охлаждения на отводящем рольганге НШС, в условиях близких к условиям прокатки, в разных по ширине образцах с помощью зачеканенных на глубину 1,0–1,5 мм хромель-алюмелевых термопар диаметром 0,2 мм и регистрирующей аппаратуры записывали изменение температурного поля по ширине образца во времени. На рис. 1 показано положение образца при частичной ребровой закалке.

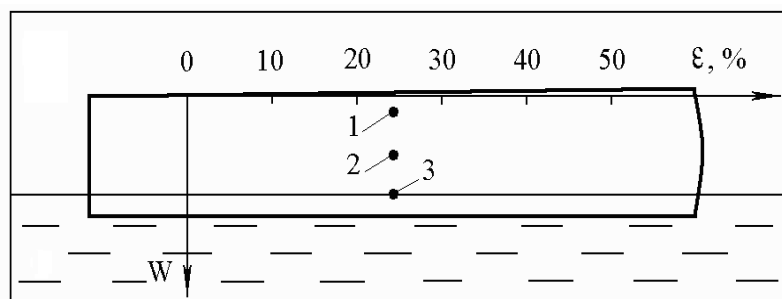


Рис. 1. Положение образца при частичной ребровой закалке:
1, 2, 3 – контролируемые точки

По длине образца получили набор относительных обжатий ε от 0 до 50 %, а по ширине – набор скоростей охлаждения W от 10 до 1000 °C/с.

В поперечных сечениях прокатанных образцов через каждые 10 % обжатия методом травления на расстоянии не менее 2 мм от закаленного ребра выявлено бывшее зерно аустенита (рис. 2).

Зерно измеряли на оптическом микроскопе МИМ-7 и структурном анализаторе «Eriquant» методом случайных секущих в направлении ширины образца (по 200–250 хорд на сечение, один образец на режим, а в случае необходимости еще один контрольный образец). Из полученных гистограмм определяли среднюю величину хорды \bar{d} , вариацию распределения хорд γ_d , их среднеквадратические отклонения $S_{\bar{d}}$ и S_{γ} и доверительные интервалы $\pm \Delta \bar{d}$ для вероятности $P = 0,99$. Для отдельных образцов оценивали коэффициент анизотропии E , определяемый отношением среднего размера зерна в направлении толщины к таковому в направлении ширины образца $\bar{d}_{\uparrow}/\bar{d}_{\leftrightarrow}$.

В спрямляющих координатах « $1/T - \lg \varepsilon - \lg \tau$ » построена диаграмма рекристаллизации аустенита стали СтЗсп (рис. 3), позволяющая рассчитывать режимы непрерывной горячей прокатки полос с минимальной разнорзернистостью.

Границы областей диаграммы разделяли плоскостями, которые описывали уравнениями вида:

$$\frac{1}{T} \cdot 10^4 = a_0 + a_1 \cdot \lg \tau + a_2 \cdot \lg \varepsilon. \quad (1)$$

При серии обжатий с рекристаллизацией между ними размер зерна аустенита \bar{d}_p может быть рассчитан по ходу прокатки, если известны размер исходного зерна \bar{d}_0 и коэффициенты измельчения зерна после каждого обжатия $k = \bar{d}_0/\bar{d}_p$.

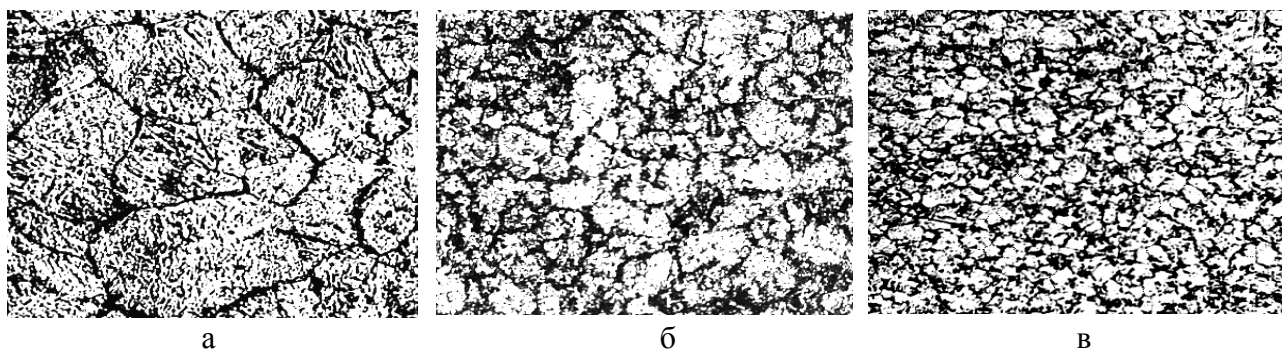


Рис. 2. Бывшее зерно аустенита стали СтЗсп при прокатке в один (б) и два (в) прохода ($\times 120$):

а – исходное состояние; б – $t = 1070$ °С, $\varepsilon = 50$ %, $\tau = 0,3$ с; в – $t = 920$ – 930 °С, $\varepsilon_1 = 40$ %, $\tau_{1-2} = 1$ с, $\varepsilon_2 = 36$ %, $\tau = 0,3$ с

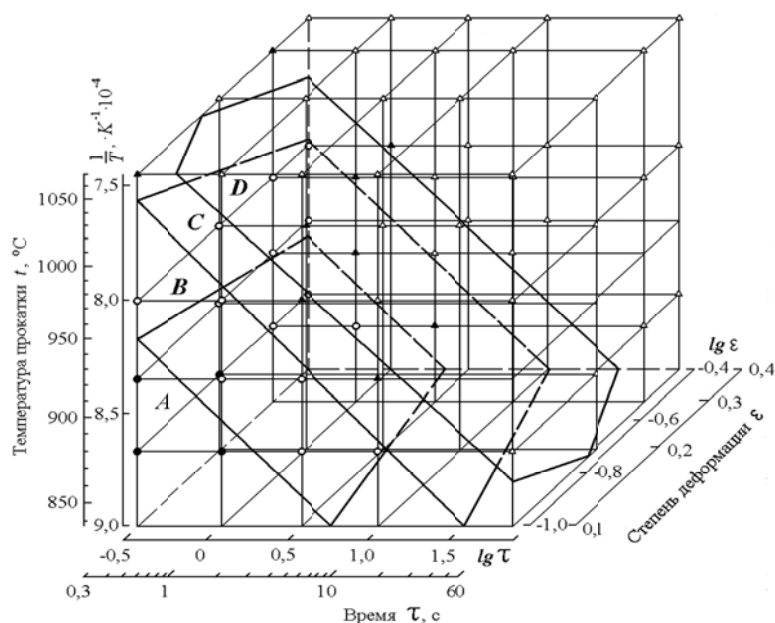


Рис. 3. Диаграмма рекристаллизации аустенита стали СтЗсп. Области:

A – инкубационного периода первичной рекристаллизации; *B* – первичной рекристаллизации; *C* – инкубационного периода собирательной рекристаллизации; *D* – собирательной рекристаллизации

Для n циклов «деформация – рекристаллизация» коэффициент измельчения будет:

$$k = k(\varepsilon_1) \cdot k(\varepsilon_2) \cdot \dots \cdot k(\varepsilon_n). \quad (2)$$

В результате статистической обработки опытных данных получена зависимость коэффициента измельчения рекристаллизованного зерна аустенита от относительного обжатия:

$$k = 4,286 \cdot \varepsilon^{2/3}. \quad (3)$$

По результатам металлографического исследования установлена также взаимосвязь зерна аустенита с зерном феррита \bar{d}_α для скоростей охлаждения в области фазовых превращений $W_{\gamma \rightarrow \alpha} = 2$ – 37 °С/с при $\bar{d}_\gamma = 19,5$ – $34,5$ мкм.

Размер зерна феррита горячекатаной стали СтЗсп определяется системой двух уравнений:

$$\bar{d}_\alpha = 10,35 + 0,1528 \cdot \bar{d}_\gamma - 0,0958 \cdot W_{\gamma \rightarrow \alpha}, \text{ мкм при } 2^\circ\text{C/c} \leq W_{\gamma \rightarrow \alpha} < 19^\circ\text{C/c}; \quad (4)$$

$$\bar{d}_\alpha = 13,50 - 0,0929 \cdot W_{\gamma \rightarrow \alpha} 10^{-3} \cdot W_{\gamma \rightarrow \alpha}^2, \text{ мкм при } 19^\circ\text{C/c} \leq W_{\gamma \rightarrow \alpha} \leq 37^\circ\text{C/c}. \quad (5)$$

Установленные основные закономерности структурообразования низкоуглеродистой стали СтЗсп используются в алгоритмах системы начальной настройки клеток чистовой группы стана 2000 НЛМК. Применение полученных зависимостей повысило точность настройки стана, улучшило структуру и повысило стабильность механических свойств производимых горячекатаных полос в 1,2–1,8 раза.

С использованием результатов выполненных исследований разработаны и запатентованы способ [5] и стан [6] непрерывной горячей прокатки полос из низкоуглеродистой стали.

ВЫВОДЫ

В результате проведенных исследований установлены основные закономерности формирования структуры низкоуглеродистой стали, позволяющие совершенствовать технологию непрерывной горячей прокатки полос, улучшать структуру и повышать стабильность механических свойств готового проката. Разработаны и запатентованы технические решения, повышающие эффективность листопрокатного производства.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Modeling of microstructure evolution and mechanical properties during hot-strip rolling of Nb steels.* / Y. Xu, Y. Yu, X. Liu, G. Wang. // *Journal of the University Science and Technology Beijing.* – 2008. – 15 – № 4. – P. 396–401.
2. *Статическая рекристаллизация низкоуглеродистых Nb-микролегированных сталей с укрупнением зерна аустенита* / С. Хуе, Л. Zhang, W. Yang, Z. Sun. // *Journal of the University Science and Technology Beijing.* – 2008. – 30. – № 4. – P. 374–378.
3. *Evolution of austenite static recrystallization and grain size during hot rolling of a V-microalloyed steel* / M. Gomez, L. Rancel, B. J. Fernandez, S. F. Medina // *Materials Science and Engineering.* – 2009. – 501. – № 1–2. – P. 188–196.
4. Алдунин А. В. *Исследование, разработка и внедрение эффективных технологий производства полос и лент из стали и сплавов цветных металлов с заданными структурой и свойствами* : автореф. дисс. на соиск. учен. степ. докт. техн. наук. – М. : МГОУ, 2011. – 49 с.
5. Пат. 2396134 Россия, МПК (2006) В 21 В 1/26. *Способ производства горячекатаных полос из низкоуглеродистой стали* / Алдунин А. В. – № и2008140068/02; заявл. 10.10.2008; опубл. 10.08.2010., Бюл. № 22.
6. Пат. 2483815 Россия, МПК (2006) В 21 В 1/26. *¾-непрерывный широкополосный стан с бесконечной горячей прокаткой тонких полос низкоуглеродистой стали* / Алдунин А. В. – № и20121044774/02; заявл. 13.02.2012; опубл. 10.06.2013., Бюл. № 16.

REFERENCES

1. *Modeling of microstructure evolution and mechanical properties during hot-strip rolling of Nb steels.* / Y. Xu, Y. Yu, X. Liu, G. Wang. // *Journal of the University Science and Technology Beijing.* – 2008. – 15 – № 4. – P. 396–401.
2. *Statische rekristalizacija nizkouglerodistyh Nb-mikrolegirovannyh stalej s ukрупnениem zerna austenita* / С. Хуе, Л. Zhang, W. Yang, Z. Sun. // *Journal of the University Science and Technology Beijing.* – 2008. – 30. – № 4. – P. 374–378.
3. *Evolution of austenite static recrystallization and grain size during hot rolling of a V-microalloyed steel* / M. Gomez, L. Rancel, B. J. Fernandez, S. F. Medina // *Materials Science and Engineering.* – 2009. – 501. – № 1–2. – P. 188–196.
4. *Aldunin A. V. Issledovanie, razrabotka i vnedrenie jeffektivnyh tehnologij proizvodstva polos i lent iz stali i splavov cvetnyh metallov s zadannymi strukturoj i svojstvami* : avtoref. diss. na soisk. uchen. step. dokt. tehn. nauk. – М. : МГОУ, 2011. – 49 с.
5. Пат. 2396134 Россия, МПК (2006) В 21 В 1/26. *Способ производства горячекатаных полос из низкоуглеродистой стали* / Алдунин А. В. – № и2008140068/02; заявл. 10.10.2008; опубл. 10.08.2010., Бюл. № 22.
6. Пат. 2483815 Россия, МПК (2006) В 21 В 1/26. *¾-непрерывный широкополосный стан с бесконечной горячей прокаткой тонких полос низкоуглеродистой стали* / Алдунин А. В. – № и20121044774/02; заявл. 13.02.2012; опубл. 10.06.2013., Бюл. № 16.

Алдунин А. В. – д-р техн. наук, проф. МГМУ (МАМИ)

МГМУ (МАМИ) – Московский государственный машиностроительный университет (МАМИ), г. Москва.

E-mail: mmomd@mail.ru

Статья поступила в редакцию 23.02.2014 г.