

ЛИТЕРАТУРА

1. *Алиев, А. А.* Борирование из паст / А. А. Алиев, Л. Г. Ворошнин. – Астрахань: Изд-во Астраханского гос. техн. ун-та, 2006. – 288 с.
2. *Федюкин, В. К.* Термоциклическая обработка металла и деталей машин / В. К. Федюкин, М. Е. Смагоринский. – Л.: Машиностроение, Ленингр. отд-ние, 1989. – 255 с.
3. Термоциклическая обработка сталей, сплавов и композиционных материалов / под ред. М. Х. Шорошова. – М.: Наука, 1984. – 187 с.
4. *Гурьев, А. М.* Химико-термоциклическая обработка (ХТЦО) сталей и сплавов / А. М. Гурьев, Л. Г. Ворошнин // Проблемы и перспективы развития литейного производства: сб. науч. тр. междунар. науч.-практ. конф. – 2001. – Режим доступа: <http://www.likeyka.boom.ru>. Дата доступа: 07.12.2005.
5. *Семенченко, М. В.* Электрохимикотермическая обработка проволоки для защитных покрытий: дис. ... магистра техн. наук: 05.02.01 / М. В. Семенченко. ПГУ, 2003. – 70 с.
6. Электрохимико-термическая обработка металлов и сплавов / И. Н. Кидин [и др.]. – М.: Металлургия, 1978. – 320 с.
7. *Кундас, С. П.* Компьютерное моделирование процессов термической обработки сталей: монография / С. П. Кундас. – Мн.: Бестпринт, 2005. – 313 с.
8. *Константинов, В. М.* Проблемы термической обработки наплавленных деталей горношахтного оборудования / В. М. Константинов, В. Г. Дашкевич // Горная механика. – 2005. – № 2. – С. 92–96.

УДК 669.18

И. Н. ПЛЮЩЕВСКИЙ, канд. техн. наук,
А. А. ШИПКО, д-р техн. наук (ОИМ НАН Беларуси)

РОЛЬ СОВРЕМЕННЫХ ТЕХНОЛОГИЙ ЛИТЬЯ И ПРОКАТКИ В ФОРМИРОВАНИИ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ГОРЯЧЕКАТАНЫХ ПОЛОС

Развитие технологии непрерывной разливки стали с совмещением операций прокатки стимулировало прогресс мини- и микрометаллургических технологий, направленных на производство различного сортамента стали. Появление и быстрый рост числа металлургических мини-заводов обусловлены следующими предпосылками:

- низкими удельными капиталовложениями и коротким строительным циклом;

- простой и компактной технологией;
- региональным сырьем в виде металлического лома;
- специализированным сортаментом продукции, ориентированным на конкретных потребителей;
- высокой производительностью труда при оптимизации производственных издержек;
- появлением новых технологий и созданием нового технологического оборудования.

В настоящее время большое внимание ведущими сталелитейными компаниями уделяется созданию высокоэффективной модульной технологии и оборудования для производства тонких и широких полос на основе компактных литейно-прокатных агрегатов. При этом важными задачами остаются снижение расхода энергии и удельных капиталовложений на тонну проката, экологическая чистота производства, высокая производительность, высокие показатели механических свойств и требуемое качество поверхности листовых горячекатаных полос.

Трудность задачи создания литейно-прокатных модулей для низкоуглеродистых сталей сопрягается с большим различием между скоростями кристаллизации и скоростью прокатки стали. Тем не менее, зарубежным компаниям удалось найти определенные технологические решения производства горячекатаных полос в едином модульном агрегате, в частности процесс *Castrip* [1–4].

При производстве полосового проката повседневной практикой в мире стало интенсивное использование стальных отходов. При этом одной из главных проблем является контроль уровня нежелательных вредных элементов, для того чтобы обеспечить чистоту стали, требуемую для достижения характеристик конечного продукта. Например, при производстве тонколистовых стальных полуфабрикатов требования рынка предопределяют узкий диапазон химического состава и возможность замены холоднокатаных стальных листов горячекатаными с высоким уровнем механических свойств, лучшим контролем профиля, формы и толщины. Также актуальны вопросы снижения анизотропии механических свойств и сведения до нуля наличия поверхностных дефектов готовой продукции.

Известно, что сопутствующие элементы можно разделить на две категории. К первой относятся те, которые оказывают свое

влияние на свойства стали, находясь в твердом растворе (Mo, Cr, Ni, Cu, др.). Ко второй – те, воздействие которых на свойства проявляется вследствие образования сегрегаций на поверхности, границах зерен и т. п. (Sn, As, Sb, др.). Медь как ключевой элемент по отношению к поверхностным дефектам, в количестве более 0,2 % может вызвать серьезные проблемы из-за появления обогащенных зон и образования легкоплавких эвтектик. При одинаковом процентном содержании никель, увеличивая растворимость меди в аустените, может компенсировать ее негативное влияние. Олово играет значительную роль в проблеме горячеломкости за счет уменьшения растворимости меди и понижения точки плавления зон, обогащенных соединением Cu–Sn. Добавка 0,05 % олова к стали, содержащей 0,2 % Cu, имеет значительное влияние на показатели растрескивания, особенно при 1150 °С, что может сказываться уже на стадии горячей деформации. В общем, сопротивление горячей деформации возрастает с общим содержанием легирующих элементов (Cu, Ni, Cr, Mo, Sn, As, др.), что особенно важно для низкоуглеродистых сталей.

Примесные элементы, сегрегируя по границам зерен во время охлаждения и смотки горячих полос или в процессе завершающего отжига, снижают когезионные свойства границ пропорционально избытку сегрегированных атомов [1], что делает разрушение в данных зонах более вероятным. Неметаллические включения являются причиной серьезных дефектов стали, таких как хрупкость и трещинообразование, что сказывается и на показателях предела прочности, вязкости, свариваемости, коррозионной стойкости, сопротивлении усталостным нагрузкам и т. д. Сульфиды воздействуют на характеристики конечного продукта в процессе деформации стали, поскольку (особенно их морфология) имеют значительное влияние на свойства ввиду различия в механических свойствах между матрицей и включением. Слабая связь между включением и матрицей обуславливает раскрытие пустот в процессе горячей деформации. В то же время наличие сульфидов способствует образованию игольчатого феррита при аустенитно-ферритном превращении, особенно в низкоуглеродистых сталях.

Структура игольчатого феррита порой рассматривается как хаотичная [2]. Пластины игольчатого феррита зарождаются гетерогенно на мелких неметаллических включениях и растут в разнооб-

разных направлениях из мест своего зарождения с сильной разориентировкой, что способствует повышению уровня механических свойств, особенно ударной вязкости.

Таким образом, сульфидные включения играют двоякую роль. С одной стороны, они способствуют межкристаллическому зарождению пластин игольчатого феррита, приводящего к увеличению вязкости без потери пластичности. С другой – приводят к образованию пустот или трещин в процессе пластической деформации.

Авторы [5] считают, что именно сульфид марганца, который растет на оксидах титана после затвердевания, ответствен за зарождение игольчатого феррита. Соответствующий микроанализ показал, что частицы оксидов обычно содержат около 10 % марганца и что потеря серы на 0,001 % снижала количество фракции образующегося игольчатого феррита. В работе [5] приводятся данные об улучшении вязкости при повышении концентрации серы в сплаве от 0,0005 до диапазона 0,005–0,01 % вследствие ее воздействия на увеличение содержания игольчатого феррита в микроструктуре. Установлено, что некоторое количество серы сегрегирует к границам аустенитного зерна и, следовательно, увеличивает прокаливаемость стали вследствие уменьшения энергии границ зерна. Одновременно увеличивается количество игольчатого феррита и соответственно улучшаются показатели ударной вязкости. Дальнейшее повышение концентрации серы вызывало рост выделений сульфидов по границам аустенитного зерна с увеличением скорости зарождения крупнопластинчатого феррита на границах аустенитных зерен и приводило к ухудшению механических свойств. То есть можно предположить о существовании некоего оптимального уровня концентрации серы. Кроме того, авторы [5] при исследовании низкоуглеродистой стали с содержанием серы 0,07 % обнаружили, что сульфиды марганца выделялись в виде тонкодисперсных частиц. Небольшое количество ванадия, присутствующего в стали, приводило к выделению нитридов на сульфидах, которые в свою очередь обеспечивали места для последующего образования карбидов ванадия, явившихся исходной подложкой для подготовки межзеренного зарождения мест для игольчатого феррита.

Существуют несколько точек зрения по образованию игольчатого феррита на включениях:

а) включения обеспечивают места гетерогенного зарождения, которые понижают необходимую энергию активации для образования игольчатого феррита;

б) наличие различий в тепловом расширении между включением и матрицей локально увеличивает энергию деформации, которая уменьшает энергию активации для зарождения.

Критическим для межзеренного зарождения игольчатого феррита является размер включения. Отмечено [6], что больший размер включения увеличивает вероятность образования игольчатого феррита. При этом минимальный требуемый размер включения составляет 0,4–0,6 мкм [6].

На существующих металлургических заводах получение тонкой полосы 1,5–2 мм из низкоуглеродистой стали из толстых (200–250 мм) или тонких (50–100 мм) слэбов включает горячую прокатку при очень высоких степенях обжатия в моногетелевых станах, с промежуточным нагревом заготовки перед деформацией. Процессы рекристаллизации в процессе многократной прокатки приводят к формированию мелкого зерна аустенита, в результате чего при ускоренном охлаждении наблюдается высокая плотность зародышеобразования ферритных зерен с последующим образованием мелко ферритного зерна.

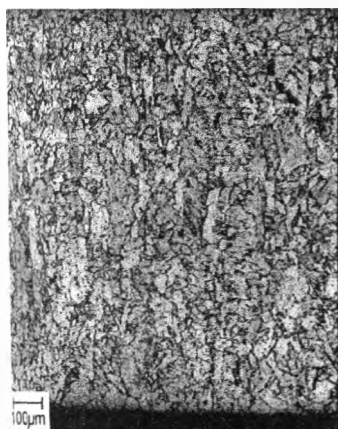
По сравнению с обычным технологическим маршрутом метод прямого литья по технологии Castrip в двухвалковых кристаллизаторах с последующей прокаткой при получении тонких полос включает ограниченную степень деформации для измельчения структуры после литья.

Скорость литья обычно находится в пределах 60–100 м/мин, средняя скорость кристаллизующейся поверхности – 1700 °C/с, а толщина полосы после литья обычно составляет около 1,7 мм. Для ограничения окалинообразования на поверхности полосы применяется защитная атмосфера, в которой закристаллизовавшаяся полоса находится до своего выхода в прокатный стан. Степень обжатия полосы в однопроходном прокатном стане – около 30 %, с максимально возможной – до 50 %. Водоохлаждаемое оборудование, размещенное непосредственно после прокатного стана, охлаждает полосу до требуемой температуры смотки [1, 2].

Размер аустенитного зерна непосредственно после кристаллизации может варьироваться от 120 до 180 мкм соответственно для края и центра полосы [3]. При этом количество примесей оказывает

определенное влияние на этот параметр. В частности, уменьшение содержания серы с 0,04 до 0,01 % увеличивало размер ферритного зерна от 60 до 200 мкм после прямого литья (рис. 1).

a



б



Рис. 1. Влияние содержания серы в расплаве на микроструктуру феррита:
a – содержание серы – 0,04 %; *б* – содержание серы – 0,01 %

Высокая скорость охлаждения при кристаллизации с контролем определенных параметров способствует однородному распределению мелких глобулярных включений (MnO, SiO) по толщине полосы, которые в сочетании с укрупненным аустенитным зерном способствуют зарождению игольчатого феррита при охлаждении. Более низкая степень деформации по сравнению с традиционными методами не способствует увеличению протяженности включений, уменьшая их отрицательное воздействие при формообразовании. Было обнаружено, что диапазон размеров глобулярных включений – обычно от 10 мкм до 5–30 нм. Наибольшая пропорция размеров включений составляет от 0,5 до 5 мкм и играет очень важную роль в развитии окончательной микроструктуры за счет обеспечения межзеренного зарождения игольчатого феррита, без последующего негативного влияния на свойства при деформации полосы [4]. Очень мелкие частицы (5–30 нм) обеспечивают сдерживающее воздействие на рост зерна при вероятном завершающем отжиге.

При горячей деформации полосы со степенью обжатия около 30 % при температуре 860 °С наблюдается мелкозернистая ферритная структура с размером зерна 2–4 мкм на поверхности полосы и на одной трети расстояния по толщине от края полосы (рис. 2). Остальная часть заготовки имеет размер зерна 10–20 мкм. Повышение температуры деформации до 1050 °С способствует формированию микроструктуры, на 80 % состоящей из полигонального феррита с размером зерна 10–40 мкм (рис. 3). Широкий спектр структурных изменений достигается варьированием скорости охлаждения полосы и соответствующим контролем температуры и степени деформации. Уменьшение количества игольчатого феррита приводит к снижению прочности, предела текучести, увеличению общего удлинения, в то время как при более высоких степенях деформации измельчение феррита способствует повышению пределов прочности и текучести.

Следует отметить, что размер аустенитного зерна 50–200 мкм после прямого литья значительно ниже, чем для тонкослябовой заготовки (600–1400 мкм), а содержание серы в расплаве имеет серьезное влияние на характер зародышеобразования, воздействуя до определенного предела на увеличение числа центров кристаллизации.

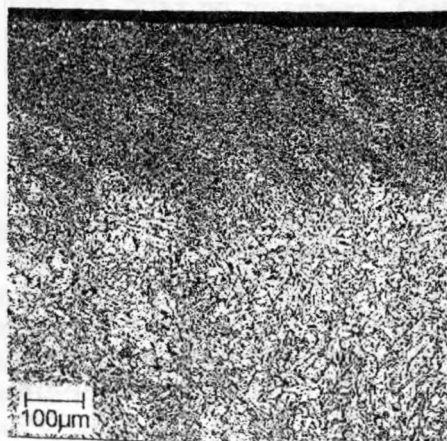


Рис. 2. Микроструктура поверхности полосы после прокатки при 860 °С со степенью обжатия 36 %

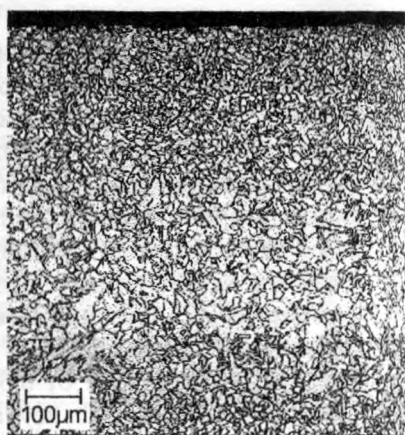
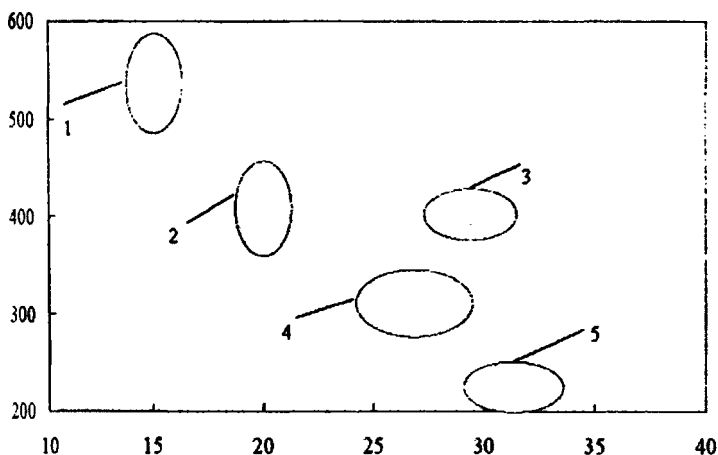


Рис. 3. Микроструктура поверхности полосы после прокатки при 1050 °С со степенью обжатия 31 %

Таким образом, эволюция микроструктуры при производстве полосы методом прямого литья с последующей деформацией с низкими степенями в однопроходном прокатном стане существенно отличается от тонколистовых заготовок, получаемых традиционным способом непрерывной разливки тонких слябов с промежуточным нагревом и многократной прокаткой. Широкое разнообразие структур ферритной составляющей обеспечивается контролем хода кристаллизации, охлаждения полосы во время аустенитного превращения, режимами деформации и наличия включений. Формирование мелкозернистой структуры достигается однопроходной деформацией со степенью обжатия 30 % непосредственно после литья. Разнообразные сочетания уровней прочности и удлинения материала достигаются для низкоуглеродистой стали одного химического состава (рис. 4) [4].

Предел текучести, МПа



Удлинение, %

Рис. 4. Влияние охлаждения на свойства горячекатаной полосы: 1 – совместное влияние включений и высоких скоростей охлаждения расплава; 2 – умеренная скорость охлаждения расплава; 3 – влияние низкой температуры прокатки; 4 – свойства полосы после прокатки тонких слябов; 5 – медленное охлаждение расплава; 1–3 – свойства непосредственно после прямого литья полосы

Производственный литейно-прокатный комплекс Castrip предназначен для производства 300–500 тыс. т полосового проката в год. Показательно, что применение процесса прямого литья и последующей прокатки по технологии Castrip (рис. 5) снижает энергозатраты в 5–10 раз по сравнению с производством листов из тонкослябовых заготовок. Эксплуатационная площадь сокращается в 5–8 раз. Необходимый размер цеха для литейно-прокатного модуля со вспомогательными площадями составляет 65–75 м. Оперативное управление процессами охлаждения со степенями горячей деформации 25–30 % в однопроходном стане обеспечивает варьирование микроструктурой конечного изделия и, следовательно, обеспечивает достижение сочетания высокого уровня прочностных и пластических характеристик для стали одного химического состава, сравнимых с холоднокатаными листами. Кроме того, исчезает необходимость промежуточного нагрева, значительно уменьшается выброс вредных газов по сравнению с традиционными методами непрерывного литья и прокатки (SO_2 – на 70 %; CO_2 – на 80–85 %; NO_x – на 85–90 % [2]). Допускается использование шихты более низкого качества с повышенным содержанием меди, поскольку из-за очень высоких скоростей кристаллизации сегрегации примесей не происходит. Дополнительное преимущество – возможность производить полосы из нержавеющей сталей.

Таблица 1. Параметры процесса Castrip

Параметр	CASTRIP
Диаметр валков	500 мм
Масса намотки	25 т
Тип стали	Низкоуглеродистые, нержавеющая
Ширина листа	2000 мм (максимально)
Толщина листа	0,7–2,0 мм
Масса ковша	110 т
Скорость литья	60–100 м/мин
Мощность завода	500000 т/год

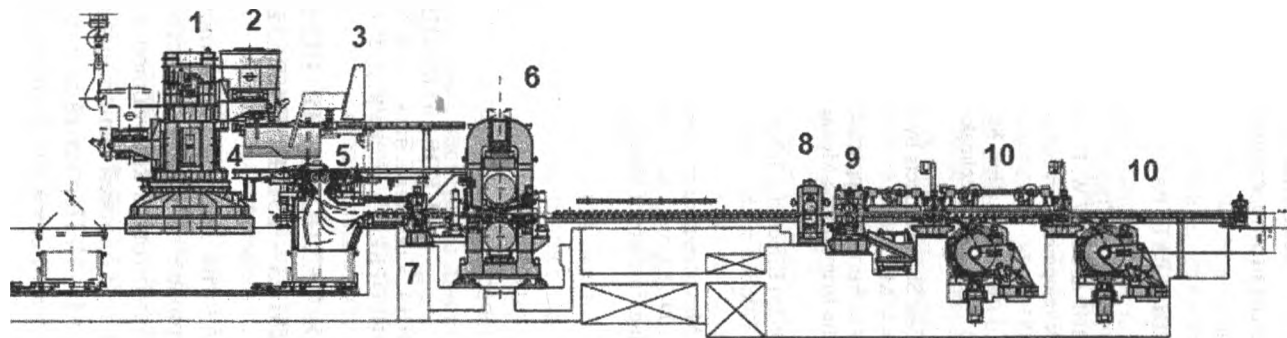


Рис. 5. Схема литейно-прокатного модуля Castrip: 1 – поворотное устройство; 2 – ковш; 3 – плазменная дуга (для контроля температуры); 4 – промежуточный ковш; 5 – валки-кристаллизаторы; 6 – прокатный стан; 7 – поджимающие ролики; 9 – ножницы; 10 – зона намотки

Определенное достоинство технологии заключается также в том, что она позволяет оперативно переходить на производство лос иной толщины и свойств.

ЛИТЕРАТУРА

1. *Blejde, W. R* Recent Developments in Project M – The Joint Development of Low Carbon Steel Strip Casting by BHP and IHI / W. Blejde, R. Mahapatra, H. Fukase // International Conference on New Developments on metallurgical Process Technology, METEC Congress, June 1999, 176–181.

2. *Blejde, W.* Development of Low carbon Thin Strip production at Project M / W. Blejde, R. Mahapatra, H. Fukase // Iron and Steelmaker. – 2000. – Vol. 27. – № 4. P. 29–33.

3. Development of Ultra-Thin Cast Strip Products by the CASTRIP® / C. Killmore [et al.] // AIS Tech 2007 Proceedings. – May, 2007.

4. Evolution of microstructures and product opportunities in low carbon steel strip casting // K. Mukunthan [et al.] // The Brimacombe Memorial Symposium Proceedings, 2000. – P. 421–437.

5. *Lee, J.-Y. and Pan, Y.-T.*, (1992b) Effect of sulphur content on the microstructure and toughness of simulated HAZ in Ti-killed steels, Submitted to Materials Science and Technology.

6. Modelling the Evolution of Microstructure in Steel Weld Metals, Mathematical Modelling of Weld Phenomena, pp. 109–182, by H. K. D. H. Bhadeshia and L.-E. Svensson, Eds. H. Cerjak and K. E. Eastering, Institute of Materials, London (1993).

УДК 621.793

В. Н. КОВАЛЕВСКИЙ, д-р техн. наук,
И. В. ФОМИХИНА, канд. техн. наук, **А. В. КОВАЛЕВСКАЯ**,
С. В. ГРИГОРЬЕВ, **А. Е. ЖУК**, **Д. Г. САЧАВА** (БНТУ)

КОМБИНИРОВАННАЯ ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ КОМПОЗИТА «АЛМАЗ – КАРБИД КРЕМНИЯ»

Комбинированная технология получения композита «алмаз – карбид кремния» предусматривает сочетание известной технологии пропитки пористых полуфабрикатов из кристаллов алмаза при низких давлениях с вакуумной технологией нанесения нанопокровтий на исходные порошки алмаза [1–3]. Пористый полуфабрикат из порошков алмаза с технологической связкой (фенолформальдегидной