## МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И НАНОТЕХНОЛОГИИ

УЛК 622.691.4:620.181

Л.М. Капуткина $^1$ , А.В. Мармулев $^{1,2}$ , И.В. Щетинин $^1$ , Г. Эрман $^2$ , Е.И. Поляк $^2$ 

<sup>1</sup> Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС» <sup>2</sup> Исследовательский Центр АрселорМиттал

## ИССЛЕДОВАНИЕ ФОРМИРОВНИЯ НЕРАВНОМЕРНОСТИ СТРУКТУРЫ И СВОЙВСТ В ГОРЯЧЕКАТАНОЙ РУЛОННОЙ ВЫСОКОПРОЧНОЙ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

Анномация. Приведены результаты исследования реализации фазовых превращений аустенита, полученные магнитометрическим методом в условиях промышленного производства горячекатаной рулонной стали. Показано, что незавершенность фазовых превращений в полосе низкоуглеродистой стали на отводящем рольганге и неравномерность последующего охлаждения рулона в условиях обычного производственного процесса определяют неоднородность структуры и механических свойств как по длине полосы, так и по ее ширине. Наследование структурной неоднородности, сформированной после горячей прокатки, может служить скрытой причиной дефекта разнотолщинности, появляющегося после холодной прокатки полосы. Предложены рекомендации по уменьшению и устранению структурной неоднородности горячекатаной полосы для улучшения качества конечной продукции.

**Ключевые слова**: высокопрочные автолистовые стали, горячий прокат, фазовые превращения, дефект толщины, структурная и текстурная наследственность.

## NON-UNIFORMITY OF MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES IN HIGH STRENGTH LOW-CARBON STEEL HOT ROLLED COILS

Abstract. The results of electromagnetic non-destructive online monitoring of austenite phase transformation under conditions of industrial hot strip mill are reported. It is shown that the non-uniformity of cooling of hot rolled low carbon high strength steel coils during conventional manufacturing process induces heterogeneous microstructure and mechanical properties both along and across the strip. The microstructural non-uniformity formed after hot rolling is then inherited downstream, which can be a hidden cause of thickness deviation defect that manifests itself cold rolling. Recommendations are given as to decrease and avoid the non-uniformity of microstructure in hot rolled strips to improve the quality of final product.

Keywords: High Strength Steels (HSS), hot rolling, phase transformations, gauge deviation, structural and texture heredity.

Ввиду повышающихся требований к однородности механических свойств и геометрии готовой продукции [1], а также неизбежности проявления структурной наследственности в сталях, становится важным обеспечение однородности этой продукции, начиная с самых ранних стадий производства. Для высокопрочных многофазных автолистовых сталей горячая прокатка (ГП) в линии непрерывного широкополосного стана (НШПС) является одной из определяющих конечную микроструктуру и свойства стадий производства [2]. Структурные неоднородности, сформированные после горячей прокатки, могут влиять как на однородность геометрии продукции, так и на ее прочностные свойства в последующих переделах [2].

Таким образом, для улучшения качества готовой продукции требуется обеспечить однородность горячекатаного подката. Для этого необходимо более полное понимание механизмов формирования структурных неоднородностей, а также наличие методов контроля, позволяющих своевременно обнаруживать и регулировать процессы структурообразования.

Компьютерное моделирование процессов прокатки и охлаждения полосы, а также протекающих при этом

процессов структурообразования позволяет решать немалое количество проблем. Однако развитие новых сталей и/или изменение технологии процесса их обработки порой требуют долгой эмпирической подстройки внедренных моделей.

Альтернативой этому могут быть малоинерционные неразрушающие методы контроля, например такие, как разработанный авторами магнитометрический метод мониторинга фазовых превращений аустенита [3]. Как было показано, измерение магнитной проницаемости металлического объекта с приемлемой точностью позволяет контролировать количество и кинетику фазовых превращений переохлажденного аустенита в сталях, в которых эти превращения протекают при температурах ниже температуры Кюри.

Фазовые превращения аустенита в низкоуглеродистых высокопрочных автолистовых сталях преимущественно происходят во время охлаждения полос на отводящем рольганге после горячей прокатки. На основании этого в линию НШПС ГП была внедрена система специально сконструированных датчиков, которые расположены на отводящем рольганге [4].

На рис. 1 показано схематичное расположение двух установленных датчиков. Регистрируемые сигналы датчиков поступают в центр сбора и обработки данных о работе чистовой группы клетей НШПС ГП и, таким образом, могут быть напрямую использованы для контроля процессов структурообразования в горячекатаной полосе в режиме реального времени, а также для последующих исследований. Наличие минимум двух датчиков необходимо для обеспечения не только контроля уровня фазовых превращений, но и для выявления кинетики их реализации в горячекатаной полосе, движущейся по отводящему рольгангу с фиксируемой скоростью.

Первые же измерения с помощью установленных датчиков во время типовой промышленной прокатки полос исследуемой высокопрочной автолистовой стали типа 22MnB4 показали, что фазовые превращения не успевают завершиться на отводящем рольганге и, следовательно, продолжаются после смотки полосы в рулон. Промышленный мониторинг также показал, что скорость конца прокатки на НШПС ГП существенно влияет на реализацию фазовых превращений аустенита. Увеличение скорости конца прокатки уменьшает время нахождения полосы на отводящем рольганге и, соответственно, приводит к уменьшению степени прохождения фазовых превращений в полосе перед смоткой, а, следовательно, к увеличению доли превращений, протекающих уже в рулоне [4].

Как было показано в работах [2, 5], неравномерность охлаждения смотанной в рулон полосы при незавершенных фазовых превращениях может привести к существенной структурной неоднородности как по длине, так и по ширине полосы.

Тепловизиционная оценка тепловых полей охлаждающегося рулона горячекатаной полосы на опорах вагонетки с осью в горизонтальном положении показала, что за время транспортировки рулона по конвейеру (приблизительно 15 мин для исследованных рулонов) появляется неравномерность в распределении температуры. Разница между «горячими» и «холодными» частями рулона составляет около 100 °C. В ходе дальнейшего охлаждения рулона в течение 9 ч различие в температурах возрастает до 150 °C [5].

Оценка скоростей охлаждения разных частей рулона показала, что верхняя часть рулона охлаждается быстрее нижней, а сами скорости охлаждения составили 0,02 и 0,01 °C/с соответственно. Скорость охлаждения для более срединных витков не превышала 0,006 °C/с. Такое неравномерное охлаждение рулонов может привести к формированию структурной неоднородности, а она, в свою очередь, может проявляться в виде геометрических дефектов или неравномерности механических свойств при последующих переделах металлопроката.

Это и наблюдалось при холодной прокатке рулонной стальной полосы, не имеющей отклонений по толщине после горячей прокатки, в виде дефекта разнотолщинности [2, 5, 6]. Такой дефект имеет макроскопический характер и приводит к значительному снижению выхода годной продукции, так как амплитуда отклонений толщины может выходить за рамки требований заказчика. Было показано, что дефект разнотолщинности холодной прокатки не связан с отклонениями в настройке стана холодной прокатки или геометрии валков, а обусловлен неоднородностью структуры и механических свойств горячекатаной рулонной стали [5, 6].

Целью настоящей работы является изучение условий формирования структурных неоднородностей в горячекатаной низкоуглеродистой рулонной стали для разработки рекомендаций по их предотвращению.

Работа выполнена в условиях промышленного производства горячекатаной рулонной полосы из микролегированной низкоуглеродистой стали типа 22MnB4 (20ГР) на НШПС по обычным для данного вида продукции режимам горячей прокатки, смотки, транспортировки и хранения рулонов.

Образцы отбирались после полного охлаждения рулона до температур окружающей среды от нескольких внешних витков рулона как по центру, так и по кромкам полосы. Образцы для механических испытаний вырезались поперек полосы и, соответственно, перпендикулярно направлению прокатки. Также регистрировалось положение образцов относительно верхней, центральной или нижней части витка охлажденного рулона.

Испытания на растяжение проводили на плоских образцах с рабочей длиной 50 мм и сечением 2,8×12,5 мм. Для каждой исследуемой позиции испытывали мини-



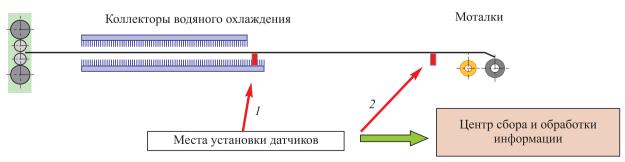


Рис. 1. Схема расположения системы двух магнитометрических датчиков в линии НШПС ГП [4]

мум три образца. Анализ микроструктуры проводили методами световой и сканирующей электронной микроскопии на тех же образцах.

После микроструктурного анализа на этих же образцах проводились рентгеноструктурные исследования фазового состава, дефектности решетки матричной фазы по ширине линий и текстуры по полюсной плотности. Съемки проводили на дифрактометре ДРОН-4 с использованием  $\text{Co}_{\text{K}\alpha}$  излучения и графитового монохроматора в угловом диапазоне (2 $\theta$ ) от 40 до 130° с шагом 0,1° и экспозицией в точке 3 с. Во время съемки проводилось вращение образца. Полюсная плотность определялась из отношения интегральной интенсивности линии к интегральной интенсивности линии к интегральной интенсивности соответствующей линии бестекстурного образца (карбонильное железо), снятого в одинаковых условиях.

Результаты механических испытаний образцов показали, что уровень прочностных свойств связан со скоростями охлаждения конкретных участков полосы в готовом рулоне, из которых были вырезаны образцы. Уровень характеристик прочности образцов, отобранных из верхней части рулона, на 20 – 40 МПа выше, чем для образцов, отобранных из нижней части рулона. По мере перехода к более внутренним виткам прочность центральной части полосы снижается на 30 – 40 МПа как для предела прочности, так и предела текучести.

Результаты микроструктурного анализа в целом подтвердили хорошее соответствие результатам механических испытаний. Были выявлены соответствующие различия в размерах ферритного зерна, перлитных колоний и межпластиночного расстояния для образцов, взятых из разных частей рулона.

В целом микроструктура образцов, вырезанных вблизи кромок полосы, а также из верхней части рулона дисперснее, чем для центральных образцов и для образцов, отобранных из нижней части рулона. Для частей готового рулона, охлажденных с большей скоростью, наблюдался меньший размер ферритного зерна, перлитных колоний и межпластиночного расстояния.

Оценка полюсной плотности рентгеновских линий показала некоторые различия в текстуре образцов, вырезанных из разных частей рулона. Наблюдали меньшую остроту компоненты (110) для внутренних витков, а также различия для нижних и верхних частей внешних витков готового рулона, которые могут быть связаны не только с изменением обжатий или усилий горячей прокатки на хвостовой части полосы. Неоднородность текстуры может быть обусловлена реализацией различных механизмов превращений аустенита (сдвигового или диффузионного) и получения разных типов структур, а также рекристаллизацией ферритной матрицы в результате продолжительного отпуска (длительного охлаждения) готового рулона.

Чтобы выявить, какие именно структурные изменения имеют место, был проведен лабораторный эксперимент. Для этого от сляба исследуемой стали 22MnB4

были отобраны заготовки (пластины) для последующей горячей прокатки на экспериментальном стане. Все пластины были прокатаны согласно промышленной технологической схемы. Далее одна часть образцов проката, вместо смотки при 600 °C, была быстро охлаждена до 400 °C и выдержана при данной температуре в течение 20 мин. Такая термообработка соответствует выдержке в бейнитной области. Вторая серия горячекатаных образцов была закалена в воде на мартенсит непосредственно после окончания прокатки. Далее все образцы были отпущены при разных температурах (от 450 до 600 °C) в течение 1 ч в соляных ваннах.

Такая термообработка была применена, чтобы воспроизвести промышленные условия, при которых наблюдалось попадание существенного количества воды на сматываемый, а также уже смотанный рулон даже после окончания смотки (во время перемещения рулона из зоны смотки). Таким образом, внешние витки могли достаточно быстро охладиться до температур начала бейнитного и даже мартенситного превращений. В результате выделения тепла из-за фазовых превращений, а также за счет передачи тепла от срединных витков, происходит разогрев внешних витков до 500 – 600 °С и могут протекать процессы отпуска.

На рис. 2, a,  $\delta$  показано сравнение полюсной плотности двух серий образцов до и после отпуска. Режим, обозначенный как отпуск при  $400\,^{\circ}$ С, соответствует начальному после горячей прокатки и охлаждения состоянию структуры.

Видно, что текстура ферритной матрицы при отпуске образцов с исходно разной структурой практически не меняется, т.е. не происходит рекристаллизации. В обоих случаях наблюдаются лишь процессы выделения, сферодизации и укрупнения карбидов (рис. 3), уменьшение плотности дислокации (рис. 2,  $\epsilon$ ,  $\epsilon$ ) и коалесценции кристаллов (реек) бейнита и мартенсита. В результате отпуска уменьшается твердость HV (см. табл.), а, значит, изменяются и другие механические свойства.

Такое изменение твердости хорошо согласуется с характеристиками прочности, полученными на промышленных образцах. Разница твердости HV образцов с перлит-бейнит-мартенситной структурой, отпущенных при 500 и 600 °C, составляет 7 ед., что соответствует разнице пределов прочности в 20 МПа, как это и было получено в результате испытаний промышленных образцов.

Таким образом, эксперимент в целом показал, что различия в текстуре на внешних витках по длине полосы в первую очередь связаны с условиями горячей деформации и охлаждения до смотки в рулон и уже потом с условиями охлаждения рулона.

Незавершенность фазовых превращений аустенита во время движения полосы по отводящему рольгангу приводит к структурной неоднородности в различных частях неравномерно охлаждающегося готового руло-

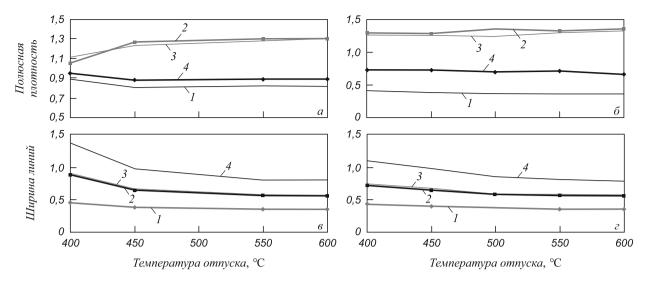


Рис. 2. Полюсная плотность  $(a, \delta)$  и уширение линий  $(s, \epsilon)$  в результате отпуска образцов с исходно феррит-перлит-бейнитной  $(a, \epsilon)$  и мартенситной  $(\delta, \epsilon)$  структурами:  $I - \{110\}; 2 - \{200\}; 3 - \{211\}; 4 - \{220\}$ 

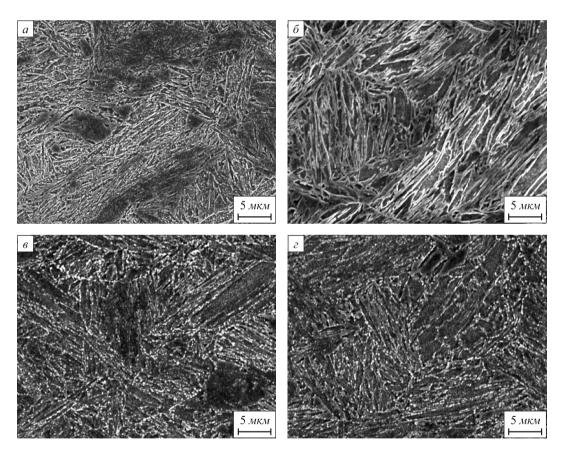


Рис. 3. Структура образцов после разного охлаждения и отпуска при 600 °C: исходный образец после охлаждения и выдержки при 400 °C (*a*); исходный закаленный на мартенсит образец (*б*); отпущенный при 600 °C образец с исходной Ф+П+Б+М структурой (*в*); отпущенный при 600 °C образец с исходной мартенситной структурой (*ε*)

на. При этом более быстрое охлаждение внешних витков рулона (рис. 4) приводит к тому, что формируется смешанная структура типа феррит-перлит-бейнит-мартенсит. Перераспределение тепла от более внутренних витков и выделение тепла во время фазовых превращений приводит к отпуску. Однако более быстрое охлаждение верхней части рулона ограничивает рост кар-

бидов и коалесценцию реек бейнита, т.е. в этой части сохраняется микроструктура, отвечающая большей твердости и прочности, чем в нижней части рулона (см. рис. 4).

Обобщая полученные в работе результаты и результаты предыдущих исследований, нужно отметить, что для повышения качества горячекатаных полос из низ-

Твердость НУ	′ образцов	стали	22MnB4	после	отпуска
--------------	------------	-------	--------	-------	---------

Температура отпуска, °С	Образцы с исходной	Образцы с М	
	$\Phi$ + C + Б + М структурой /	структурой /	
	HV 391	HV 508	
450	351	351	
500	316	321	
550	315	311	
600	309	304	

коуглеродистых сталей типа 22МnВ4 требуется тонкая настройка работы линии НШПС ГП, которая обеспечит наиболее полную реализацию фазовых превращений аустенита на отводящем рольганге до смотки полосы в рулон. Для ускорения и более точной настройки целесообразно использовать прямой контроль структурных превращений, например, используя малоинерционный магнитометрический неразрушающий мониторинг фазовых превращений аустенита. При невозможности реализовать требуемую полноту фазового превращения на отводящем рольганге, особое внимание следует уделить вопросу равномерного охлаждения рулона горячекатаной полосы непосредственно по окончанию смотки. В том числе, можно рекомендовать применение контролируемого охлаждения в течение первых часов охлаждения рулона. Для этого может применяться технология термостатирования [7, 8]. Выравнивание тепловых полей по всему объему рулона будет способствовать большей структурной однородности по длине и ширине полосы и улучшению однородности прочностных свойств полосы.

Выводы. Неравномерность охлаждения рулона горячекатаной полосы, выявленная в обычных условиях хорошо контролируемого производства, приводит к заметной неоднородности ее структуры и механических свойств. Характер неоднородности свойств связан как с неоднородным состоянием металла после прокатки до начала смотки полосы в рулон, так и в большой мере с фазовыми превращениями и процессами отпуска сформированных фаз, продолжающимися в охлаждающемся рулоне.

Разница прочностных характеристик, наблюдаемая для различных областей рулона, в целом определяется разным соотношением и строением фаз, обусловленными в первую очередь скоростями и временем охлаждения, а также процессами отпуска из-за разогрева за счет тепла центральной части рулона. При нагреве до 600 °С феррит-перлитной, бейнитной или мартенситной, двухили многофазной структур низколегированной низкоуглеродистой стали типа 22MnB4 рекристаллизации не наблюдается.

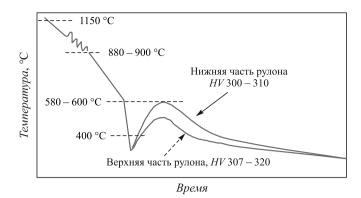


Рис. 4. Тепловой путь разных частей горячекатаной полосы и рулона

Более однородная структура и свойства рулонной стальной полосы достигаются при практически полном превращении аустенита до начала смотки полосы в рулон. Для этого рекомендуется точная настройка работы линии НШПС ГП, включая настройку скорости прокатки и системы охлаждения, используя систему магнитометрических датчиков неразрушающего контроля превращений аустенита. При невозможности обеспечить требуемую полноту фазовых превращений аустенита в горячекатаной полосе до ее смотки в рулон, целесообразно использовать термостатирование рулона в течение первых часов для его равномерного контролируемого охлаждения.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. Bhattacharya D. // Metallurgical industry press. 1st edition. 2011. Vol. 10. P. 511.
- 2. Poliak E.I., Pottore N.S., Skolly R.M. et al. // La Metallurgia Italiana. 2009. February. P. 1-8.
- Капуткина Л.М., Мармулев А.В., Арлазаров А.Е., Уин Д. // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2012. № 2. С. 86 – 94.
- Капуткина Л.М., Мармулев А.В., Эрман Г., Тюрон Ж.М. // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2013. № 1. С. 101 107.
- Капуткина Л.М., Мармулев А.В., Поляк Е.И., Эрман Г. // МиТОМ. 2012. № 12. С. 14 – 18.
- 6. Marmulev A.V., Herman G., Poliak E.I., Kaput-kina L.M. // Factors affecting gauge uniformity of flat cold rolled AHSS. Proceeding of materials science and technology. International conference. October 16-20. 2011. Columbus, Ohio, USA. P. 470 476.
- Chashchin V.V., Kuklev A.V., Popov E.S., Slavov V.I. // Steel in translation. 2007. Vol. 37. No. 3. P. 309 – 312.
- Chashchin V.V. // Steel in translation. 2010. Vol. 40. No. 2. P. 153 – 156.

© 2013 г. Л.М. Капуткина, А.В. Мармулев, И.В. Щетинин, Г. Эрман, Е.И. Поляк Поступила 10 июля 2013 г.